

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

FELLIPE CROS DOS SANTOS

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TEOR DE CROMO E DO TRATAMENTO
TÉRMICO DE DESESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA NA DUREZA E
RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS

Porto Alegre

2017

FELLIPE CROS DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TEOR DE CROMO E DO TRATAMENTO
TÉRMICO DE DESESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA NA DUREZA E
RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS**

**Dissertação submetida ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de
Minas, Metalúrgica e de Materiais da
Universidade Federal do Rio Grande do
Sul, como requisito parcial à obtenção do
título de Mestre em Engenharia,
modalidade Acadêmica.**

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente Oppermann

Vice-Reitor: Jane Fraga Tutikian

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luis Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-Diretora: Carla Schwengber ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Vice-Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly

FELLIPE CROS DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TEOR DE CROMO E DO TRATAMENTO
TÉRMICO DE DESESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA NA DUREZA E
RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS BRANCOS**

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovado em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Afonso Reguly
Orientador

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Andre Ronaldo Froehlich – UNISINOS _____

Prof. Msc. Arlan Pacheco Figueiredo – IFRS _____

Prof. Dr. Cleber R. de Lima Lessa – IFRS _____

Dedico este trabalho aos meus pais Mara e Adelir, por sempre terem dado todas as condições necessárias para meus estudos, à minha amada esposa Josiane, pelo constante amor, companheirismo e incentivo ao longo desse trabalho e ao meu filho Bernardo, por ser minha inspiração ao almejar sempre o melhor.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul, pelo fornecimento de ensino público e de qualidade, sempre estando entre as mais bem-conceituadas universidades do Brasil e da América do Sul.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGM3) pela oportunidade de desenvolvimento deste mestrado.

Aos laboratórios LAMEF, LdTM e LACER pelo fornecimento dos equipamentos necessários para a realização dos ensaios.

Ao bolsista de iniciação científica Gustavo Gehlen, à doutoranda Ângela Selau Marques e ao professor Dr. Alexandre Rocha, pela ajuda e disposição constante na realização dos ensaios de desgaste abrasivo.

Ao engenheiro metalúrgico e mestrando Douglas Martinazzi, pelo auxílio com os diversos ensaios de caracterização mecânica e metalúrgica.

À professora Annelise Alves, pelo fornecimento dos fornos utilizados nos tratamentos térmicos.

Ao professor Dr. Nestor Heck, pelas diversas horas de conversas e ensinamentos fornecidas quando do início dessa dissertação.

Às empresas Ecoplan e Ferrosul, pelo fornecimento da areia utilizada como abrasivo nos ensaios de desgaste.

À empresa Ciber Equipamentos Rodoviários, pelo apoio financeiro fornecido para a realização desta dissertação.

Ao bolsista de iniciação científica, futuro Engenheiro Mecânico e, sobretudo, meu irmão, Matheus Cros dos Santos, pelo auxílio e disponibilidade em todos os momentos em que precisei de sua ajuda.

À minha cunhada Larissa Gusman, pela ajuda com a edição de algumas das imagens utilizadas nessa dissertação.

E, por fim, àqueles que são responsáveis diretos por quem eu sou hoje (pessoal e profissional): meus pais Mara e Adelir, que sempre me incentivaram a me dedicar aos estudos, fornecendo todas as condições para tanto e minha amada esposa Josiane, que foi grande parceira ao compreender meus momentos de ausência durante as horas de estudo e elaboração dessa dissertação, sempre me incentivando a atingir meus objetivos.

À todos, meu sincero muito obrigado!

RESUMO

As ligas de ferro fundido branco alto cromo (FFBAC) da norma ASTM A-532 são comumente utilizadas em peças que necessitam de elevada resistência ao desgaste. Tal escolha acontece devido à elevada dureza apresentada por tais materiais, o que propicia maior vida útil dos componentes. Entretanto, uma vez que o teor de cromo utilizado nos FFBAC possui grande influência no custo das peças, é importante garantir que os tratamentos térmicos (TOTO's) aplicados estejam otimizados para cada composição de liga. Buscando atuar nesse sentido, esta dissertação analisou a utilização de diferentes tempos e temperaturas de patamar em TOTO's de desestabilização da austenita para duas ligas da norma ASTM A-532 (ligas com 20% e 25%Cr). Após tais procedimentos, foram estudadas a dureza e a resistência ao desgaste, tanto para algumas das amostras tratadas quanto para seis amostras de FFBAC fornecidas por diversas fundições nacionais. Os resultados demonstraram a existência de uma temperatura que otimiza a dureza da liga, possibilitando incrementos desta propriedade nas amostras tratadas em valores de até 37% (considerando a dureza inicial na condição “bruto de fusão”). Com relação ao tempo de patamar, verificou-se que o mesmo apresentou pouca influência no incremento de dureza, apresentando variações máximas inferiores à 4% para tratamentos variando entre 30 minutos à 6 horas de duração, resultado que destoou daquele indicado pela literatura. Além disso, verificou-se que uma liga com 19,6 %Cr pode apresentar uma dureza até 11% maior do que o verificado para ligas comerciais. Nesta comparação, apesar da liga comercial possuir menor teor de carbono, ficou evidenciado o indicativo de que as peças consideradas neste estudo e oriundas de fundições nacionais não otimizam os resultados de seus TOTO's. A resistência ao desgaste, por sua vez, demonstrou não depender apenas da macrodureza das amostras, mas também de outras características como tamanho, distância e continuidade dos carbonetos primários, o que explica a obtenção de resultados similares de perda de massa no ensaio abrasivo para amostras que possuem durezas diferindo em cerca de 12% porém possuindo tamanho de microconstituintes similares. Por fim, observou-se que ligas com maiores teores de cromo e menores teores de carbono apresentam menores valores de dureza e resistência ao desgaste, o que viabiliza uma aplicação com maior vida útil e menor custo.

Palavras-chave: Ferro fundido branco. Resistência ao desgaste abrasivo. Dureza. Desestabilização da austenita.

ABSTRACT

The high chromium white cast iron alloys from ASTM A-532 are commonly used in parts which wear resistance are required. This choice happens due the great hardness showed by these alloys, what propitiates a higher lifetime for the components. However, since chromium content has great influence in the cost of the parts, it is important ensure that the apply heat treatments are optimized for each alloy composition. Thus this dissertation analyzed the application of different heat treatment cycles on the austenite destabilization for two ASTM A-532 alloys (20%Cr and 25%Cr). After the heat treatment, hardness, wear resistance and microstructure were analyzed, both for some of the treated samples as for six samples provided by different manufactures in Brazil. The results showed the existence of a temperature that optimizes the alloy hardness, allowing increases on this property in values up to 37% (considering the initial hardness of the “as cast” condition). Concerning the time of heat treatment, was verified that this parameter has low influence in the increase on hardness, showing maximum variations lower than 4% in treatments with times coming from thirty minutes until six hours, results that does not match that one’s indicated by the literature. Besides that, it was verified that an alloy with 19,6%Cr can present a hardness 11% greater than that verified in commercial. In this comparation, although the commercial alloy having lower carbon content, was evidenced that the parts from the Brazilians companies which were considered in this study, does not have an optimum heat treatment. The wear resistance was not only depend of the sample hardness, but also of other characteristics as size, distance and continuity of the primary carbides, which explain the results of similar mass loss in the abrasive test for samples with hardness differing about 12%, but with similar size of microconstituents. Finally, it was observed that alloys with higher chromium and low carbon content shows lower hardness and wear resistance values than alloys with low percentages of chromium, what enable an application with larger lifetime and lower cost.

Keywords: White cast iron. Abrasive wear resistance. Hardness. Austenite destabilization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Representação do gráfico ternário Fe-C-Cr em 3D.....	7
Figura 2 – Projeção líquidos do diagrama Fe-C-Cr.....	7
Figura 3 – Posição das ligas ASTM A532 na projeção liquidus do diagrama Fe-C-Cr.....	8
Figura 4 – Sequencia de solidificação da liga 3C-15Cr.	9
Figura 5 – Gráfico ternário Fe-C-Cr, com linha indicando a composição da austenita e do carboneto.	9
Figura 6 – Regra da alavanca a partir da origem do gráfico.....	10
Figura 7 - Estimativa das composições de cada fase em diferentes ferros fundidos brancos.	13
Figura 8 – (a) Morfologia do composto eutético para liga de baixo cromo. (b) Morfologia do composto eutético para liga de alto cromo.	13
Figura 9 - Crescimento e morfologia do eutético para ligas de ferro fundido baixo cromo.	15
Figura 10 – Crescimento e morfologia do eutético para ligas de ferro fundido branco alto cromo.....	15
Figura 11 – Microestrutura de superfície após ensaio de desgaste. (a) Matriz martensítica. (b) Matriz austenítica, com presença de carbonetos trincados (indicado pelas setas).	17
Figura 12 – Ciclo típico de desestabilização da austenita.	18
Figura 13 – Projeção do diagrama Fe-C-Cr para uma liga com 3%C e 15%Cr.....	19
Figura 14 - Número de carbonetos secundários precipitados por área como função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.	20
Figura 15 – Diâmetro das partículas precipitadas como uma função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.	20
Figura 16 – Quantidade de austenita retida na matriz como uma função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.....	21
Figura 17 – Microdureza da matriz como uma função do tempo de patamar da desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.	22
Figura 18 – Dureza da liga como uma função do tempo de patamar da desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.	22
Figura 19- Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e na dureza da liga.....	23

Figura 20 – Influência do teor de cromo e da temperatura de desestabilização na dureza da liga de ferro fundido branco de alto cromo.	24
Figura 21 – Seção isotérmica do sistema Fe-C-Cr.	24
Figura 22 – Representação esquemática de desgaste à 2 e 3 corpos.	26
Figura 23 – Representação esquemática dos três tipos de desgaste abrasivo. (a) Baixa tensão. (b) Alta tensão e (c) Impacto.	26
Figura 24 – Mecanismos de remoção de material entre partículas abrasivas e superfícies de desgaste.	27
Figura 25 – Representação esquemática do processo de desgaste abrasivo de ligas ferrosas de alto cromo.	28
Figura 26 – Resistência ao desgaste abrasivo versus dureza.	29
Figura 27 – Desgaste abrasivo versus dureza de um ferro fundido branco com 2,92%C e 19%Cr tratado para obter matrizes austeníticas e martensíticas.	30
Figura 28 – Relação entre dureza e resistência ao desgaste para diversos metais.	31
Figura 29 – Perda de massa por abrasão à baixa tensão versus dureza.	32
Figura 30 – Gráfico esquemático mostrando os mecanismos de desgaste abrasivo associados com as variações características da resistência à abrasão.	32
Figura 31 – Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio roda de borracha) e dureza de ferros como uma função do volume de carbonetos massivos. (a) Matriz austenítica. (b) Matriz martensítica.	35
Figura 32 – Ensaio de desgaste norma ASTM G65 para ferro fundido branco de alto cromo. (a) Sílica usado como abrasivo. (b) Alumina usado como abrasivo.	35
Figura 33 – Desgaste abrasivo em função da dureza dos microconstituintes.	36
Figura 34 – Perda de volume no ensaio de desgaste pino sobre disco versus percentual de austenita na matriz para o uso de diferentes abrasivos: (a) sílica (b)SiC.	37
Figura 35 – Fluxograma representativo da metodologia de ensaios utilizada.	38
Figura 36 – (a) Processo de corte por jato d'água utilizado para obtenção dos CP's comerciais. (b) Amostra comercial sendo cortada. (c) CP's após corte e retifica.	40
Figura 37 – Dimensão dos corpos de provas fundidos nas duas diferentes ligas da norma ASTM A532.	41
Figura 38 – Forno elétrico de indução utilizado para fabricação dos corpos de provas.	41
Figura 39 – Corpos de provas das duas diferentes ligas no estado bruto de fusão: (a) CP's com liga ASTM A532 classe III – tipo A. (b) CP's com liga ASTM A532 classe II – tipo D.	42

Figura 40 – (a) Forno utilizado para tratamento térmico dos corpos de provas. (b) Dez corpos de provas posicionados no interior do forno para início do tratamento térmico de desestabilização da austenita.	43
Figura 41 – (a) Corpos de provas retirados do forno após tratamento térmico. (b) Processo de resfriamento por ar-forçado utilizado para tratar termicamente as peças fabricadas.	43
Figura 42 – Gráfico indicando a metodologia de retirada das amostras de dentro do forno para determinada temperatura de patamar “T” de tratamento térmico.	43
Figura 43 – (a) Espectrômetro de emissão óptica utilizado para ensaios de análise química. (b) CP posicionado no equipamento para ensaio.	44
Figura 44 – Durômetro utilizado para medição de durezas Rockwell C.	45
Figura 45 – (a) CP posicionado no equipamento para ensaio de dureza. (b) Visor digital do Durômetro indicando área na qual a endentação foi realizada.	45
Figura 46 – Equipamento “Roda de borracha” utilizado para medição de desgaste segundo a norma ASTM G65.	46
Figura 47 – Desenho esquemático evidenciando o funcionamento do equipamento “Roda de borracha”.	46
Figura 48 – Balança analítica utilizada para medição da massa das amostras antes e depois dos ensaios de desgaste.	47
Figura 49 – Peneirador utilizado para o processo de peneiramento da areia utilizada como abrasivo.	48
Figura 50 – (a) Máquina de corte utilizada para extração das amostras a serem embutidas para as análises metalográficas. (b) Posicionamento das seções longitudinais e transversais dos CP’s.	48
Figura 51 – (a) Embutidora Simplmet 1000 utilizado para embutimento das amostras. (b) Amostras transversal e longitudinal embutidas.	49
Figura 52 – (a) Microscópio ótico DM 2700M utilizado para verificação da microestrutura dos CP’s. (b) Software Leica Acquire Multifocus utilizado para geração das imagens da análise microestrutural.	49
Figura 53 – (a) Microdurometro utilizado. (b) Amostra embutida durante processo de análise das microdurezas.	50
Figura 54 – Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO MA10.	50
Figura 55 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1100°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20,10% Cr e 3,51%C.	51
Figura 56 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1100°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.	52

Figura 57 – Posição das ligas fundidas e comerciais na superfície <i>liquidus</i> do diagrama ternário Fe-C-Cr.	54
Figura 58 – Variação da dureza em função da temperatura de patamar para as amostras da liga A.	55
Figura 59 – Variação da dureza em função da temperatura de patamar para as amostras da liga D.	55
Figura 60 – Variação da dureza em função do tempo de patamar para as amostras da liga A.	56
Figura 61 – Variação da dureza em função do tempo de patamar para as amostras da liga D.	56
Figura 62 – Variação da dureza em função do tempo de desestabilização obtido por Cubillos (2005) para TOTO's em ferro fundido branco classe II, tipo D. (a) Resultado para amostras recozidas. (b) Resultado para amostras brutas de fusão.	57
Figura 63 – Gráfico de Dureza x Temperatura de patamar comparativo entre as ligas A e D.	58
Figura 64 – Comparação entre as durezas máximas, mínimas e “bruto de fusão” para cada liga fabricada.	60
Figura 65 – Gráfico comparativo entre as durezas das amostras comerciais e fabricadas bem como de suas respectivas quantidades de cromo em liga.	61
Figura 66 – Gráfico comparativo entre os percentuais de resistência ao desgaste das amostras com relação à resistência ao desgaste da amostra C1.	64
Figura 67 - Gráfico “Perda de volume x Dureza” das amostras ensaiadas no abrasômetro roda de borracha	64
Figura 68 – Gráfico comparativo entre o percentual de carbonetos indicados na literatura e o percentual obtido via análise no software IMAGEJ.	66
Figura 69 – Imagem obtida com MEV na superfície de desgaste da amostra D17 indicando ação do micromecanismos de lascamento dos carbonetos.	67
Figura 70 - Imagem obtida com MEV na superfície de desgaste da amostra C3 indicando a ação do micromecanismos de lascamento dos carbonetos.	68
Figura 71 – Microconstituintes da amostra C1. Ataque químico com Nital 2%.	68
Figura 72 – Microconstituintes da amostra C2. Ataque químico com Nital 2%.	69
Figura 73 – Microconstituintes da amostra C3. Ataque químico com Nital 2%.	69
Figura 74 – Microconstituintes da amostra C4. Ataque químico com Villela.	69
Figura 75 – Microconstituintes da amostra C5. Ataque químico com Villela.	70
Figura 76 – Microconstituintes da amostra C6. Ataque químico com Nital 2%.	70
Figura 77 - Microconstituintes da amostra D17. Ataque químico com Villela.	70

Figura 78 – Metalografias de todas amostras comerciais com um aumento de 50x. Verificação de maior tamanho de carbonetos para as amostras C1, C4 e C5.....	71
Figura 79 - Gráfico relacionando os valores de dureza e microdurezas dos microconstituintes de cada corpo de prova avaliado.	73
Figura 80 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 900°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.	83
Figura 81 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 900°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.	83
Figura 82 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 950°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.	84
Figura 83 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 950°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.	84
Figura 84 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1000°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.	85
Figura 85 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1000°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.	85
Figura 86 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1050°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.	86
Figura 87 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1050°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.	86
Figura 88 –Seção longitudinal da amostra C1. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	91
Figura 89 - Seção transversal da amostra C1. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	91
Figura 90 - Seção longitudinal da amostra C2. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	91
Figura 91 - Seção transversal da amostra C2. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	92
Figura 92 - Seção longitudinal da amostra C3. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	92
Figura 93 - Seção transversal da amostra C3. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	92
Figura 94 - Seção longitudinal da amostra C4. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	93

Figura 95 - Seção transversal da amostra C4. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	93
Figura 96 - Seção longitudinal da amostra C5. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	93
Figura 97 - Seção transversal da amostra C5. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	94
Figura 98 – Seção longitudinal da amostra C6. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	94
Figura 99 - Seção transversal da amostra C6. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.	94
Figura 100 – Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C1.	95
Figura 101 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C2.	96
Figura 102 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C3.	97
Figura 103 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C4.	98
Figura 104 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C5.	99
Figura 105 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C6.	100

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das ligas (composição química) de ferro branco resistentes à abrasão de acordo com a norma ASTM A532.	5
Tabela 2 – Dureza das ligas de ferro branco resistentes à abrasão de acordo com a norma ASTM A532.	5
Tabela 3 – Diferença entre os carbonetos M_3C e M_7C_3	16
Tabela 4 – Nomenclatura utilizada para tratamento térmico dos CP's.	44
Tabela 5 – Propriedades da areia INCAST 50 utilizada como abrasivo.	47
Tabela 6 – Composição química dos CP's comerciais e fabricados.	53
Tabela 7 – Classificação dos CP's comerciais e fabricados segundo a norma ASTM-A532.	53
Tabela 8 – Diferenças máximas verificadas entre os valores de dureza obtidos com diferentes tempos de desestabilização para cada temperatura de patamar.	57
Tabela 9 – Amostras escolhidas com base no valor de dureza medido para prosseguimento dos ensaios.	59
Tabela 10 – Valores de durezas medidos para as amostras comerciais.	60
Tabela 11 – Valores de dureza, volume perdido e resistência ao desgaste das amostras ensaiadas no abrasômetro roda de borracha.	62
Tabela 12 – Microconstituintes verificados na análise metalográfica de cada amostra.	68
Tabela 13 – Verificação de enquadramento da composição da amostra “liga A” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	87
Tabela 14 – Verificação de enquadramento da composição da amostra “liga D” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	87
Tabela 15 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C1” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	87
Tabela 16 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C2” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	87
Tabela 17 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C3” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	88
Tabela 18 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C4” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	88

Tabela 19 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C5” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	88
Tabela 20 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C6” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.	88
Tabela 21 – Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 900°C.....	89
Tabela 22 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 950°C.....	89
Tabela 23 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1000°C.....	89
Tabela 24 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1000°C.....	90
Tabela 25 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1100°C.....	90
Tabela 26 – Valores para determinação da resistência ao desgaste e perda de volume no ensaio de abrasão.....	101
Tabela 27 – Valores percentuais de carbonetos medidos e calculados.	102

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

FFBAC	Ferro fundido branco alto cromo
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
FV_{ce}	Fração volumétrica do composto eutético
T_{cf}	Teor de carbono do ponto F
T_{ce}	Teor de carbono do ponto E
T_{cg}	Teor de carbono do ponto G
FV_c	Fração volumétrica de carbonetos
T_{ch}	Teor de carbono H
H_m	Dureza do metal
H_a	Dureza do abrasivo
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
RPM	Rotações por minuto
CP	Corpo de prova
T	Temperatura
HRC	<i>Rockwell C Hardness</i>
NBR	Norma Brasileira
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
d	Distância percorrida pela roda de borracha
HV	<i>Vickers Hardness</i>
VL	Perda de volume
LM	Perda de massa
RD	Resistência ao desgaste
MEV	Microscópio eletrônico de varredura

LISTA DE SÍMBOLOS

M_s	Temperatura de início da transformação martensítica
M_f	Temperatura de fim da transformação martensítica
Cr	Cromo
Fe	Ferro
C	Carbono
Si	Silício
Ni	Níquel
M₃C	Carboneto metálico
M₇C₃	Carboneto metálico
L	Fase líquida
G	Grafita
γ	Austenita
SiO₂	Dióxido de Silício
Al₂O₃	Óxido de alumínio
SiC	Carbeto de Silício
ρ	Densidade

SUMÁRIO

RESUMO	VI
ABSTRACT	VII
LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	VIII
LISTA DE TABELAS.....	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	XVI
LISTA DE SÍMBOLOS	XVII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS.....	3
2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 FERRO FUNDIDO	4
3.1.1 Classificação dos ferros fundidos.....	4
3.1.2 Ferro fundido branco	4
3.1.3 Diagrama ternário Fe-C-Cr	6
3.2 SOLIDIFICAÇÃO DE FERROS FUNDIDOS	8
3.2.1 Composição das fases formadas na solidificação.....	8
3.2.2 Quantidade de microconstituintes após a solidificação.....	11
3.3 TIPOS DE CARBONETOS PRESENTES NO COMPOSTO EUTÉTICO	12
3.3.1 Morfologia do composto eutético.....	13
3.3.2 Mecanismos de crescimento dos componentes eutéticos	14
3.3.3 Propriedades dos carbonetos	16
3.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE DESESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA	16
3.4.1 Precipitação de carbonetos secundários	18
3.4.2 Influência do tempo de desestabilização	19
3.4.3 Influência da temperatura de desestabilização	23
3.4.4 Influência do teor de cromo.....	24
3.5 DESGASTE	25
3.5.1 Desgaste abrasivo	25
3.5.2 Mecanismos de desgaste abrasivo	27
3.5.3 Efeito da dureza da superfície de desgaste	28
3.5.4 Efeito dos constituintes microestruturais	33
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	38
4.1 Materiais utilizados	39
4.1.1 Fundidos comerciais.....	39
4.1.2 Fundidos fabricados	40
4.2 Tratamento térmico	42
4.3 Caracterização mecânica e metalúrgica	44

4.3.1	Análise química.....	44
4.3.2	Ensaio de dureza.....	45
4.3.3	Ensaio de desgaste.....	45
4.3.4	Análise metalográfica.....	48
4.3.5	Análise de microdureza.....	49
4.3.6	Análise por microscopia eletrônica de varredura.....	50
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1	Tratamentos térmicos	51
5.2	Análise de composição química.....	52
5.3	Ensaaios de dureza.....	54
5.3.1	Influência da temperatura de desestabilização	54
5.3.2	Influência do tempo de desestabilização	56
5.3.3	Influência do teor de cromo.....	58
5.3.4	Definição dos CP's para prosseguimento dos ensaios	59
5.3.5	Incremento de dureza com relação ao estado bruto de fusão	59
5.3.6	Dureza nos CP's comerciais.....	60
5.4	Ensaaios de desgaste	61
5.5	Análises metalográficas e MEV	65
5.6	Análises microdureza	72
6.	CONCLUSÕES	74
7.	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	76
8.	REFERÊNCIAS	77
	APÊNDICE A - CURVAS DE RESFRIAMENTO E GRÁFICOS CCT	83
	APÊNDICE B – VERIFICAÇÃO DAS LIGAS QUANTO À NORMA ASTM A-532.....	87
	APÊNDICE C – VALORES DE DUREZA MEDIDOS NAS AMOSTRAS FABRICADAS.....	89
	APÊNDICE D – IMAGENS PARA ANÁLISE DE PERCENTUAL DE CARBONETOS.....	91
	APÊNDICE E – GRÁFICOS PARA ANÁLISE DE PERCENTUAL DE CARBONETOS	95
	APÊNDICE F – VALORES PARA DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE E PERDA DE VOLUME NO ENSAIO DE ABRASÃO	101
	APÊNDICE G – VALORES DE % DE CARBONETOS NA MICROESTRUTURA	102

1. INTRODUÇÃO

A aplicação de peças em ferro fundido branco alto cromo (FFBAC) possui uma grande aceitação no mercado de mineração, sendo tal material amplamente utilizado em componentes que necessitam de elevada resistência ao desgaste abrasivo, podendo ser citados como exemplos: mandíbulas de britadores, rolos, barras de moinhos, pás misturadoras de concreto, palhetas misturadoras de asfalto, dentre outros componentes onde a resistência ao desgaste é altamente solicitada (MARIOT, 2010; REGATTIERI, 2006; ZHIGUO et al, 2014). Tal comportamento frente à perda de massa em aplicações abrasivas, aliado à facilidade de produção de uma peça fundida, permitiu o amplo emprego deste material. Entretanto, algumas de suas aplicações possuem a particularidade de exigirem uma constante troca de componentes por excessiva perda de massa, sendo necessárias paradas para manutenção que comprometem a eficiência e produtividade de diversos equipamentos.

Tendo em vista esta dificuldade, diversos estudos foram realizados no âmbito de determinar quais componentes microestruturais possuem maior influência nas propriedades tribológicas desejadas. No caso do FFBAC, sabe-se que a fração volumétrica, dureza, orientação e morfologia dos carbonetos possuem elevada influência na resistência à abrasão. Da mesma forma, a microestrutura da matriz metálica também é determinante na definição da taxa de desgaste e na resistência à fratura do material (FILIPOVIC et al, 2014). No que tange a matriz metálica, tem-se a possibilidade de existência de microestruturas em forma de “austenita”, “austenita mais martensita mais carbonetos secundários” ou “austenita mais perlita” (PRETI, 2004). Uma vez que a literatura indica que a obtenção de matriz martensítica, em detrimento das demais, gera uma menor perda por abrasão (ALBERTIN et al, 2011; AZEVEDO, 2010), sugere-se a utilização de tratamentos térmicos como forma de potencializar a vida útil dos componentes em FFBAC. Para tanto, é comumente aplicado o tratamento denominado de desestabilização da austenita, que consiste na manutenção da peça em temperaturas do campo austenítico por certo período de tempo visando a precipitação de carbonetos secundários, seguido da aplicação de têmpera (BEDOLLA, 2003; CUBILLOS, 2005; SINATORA, 1998). Uma vez que a principal norma utilizada pelas fundições nacionais (ASTM A532) determina apenas a dureza mínima, não fazendo referência à máxima dureza possível de ser obtida em determinada classe de ferro fundido, são comumente utilizados tratamentos térmicos com configuração de tempo e temperatura de austenitização que não otimizam a dureza da liga, sendo, nesses casos, obtido um FFBAC não otimizado quanto à dureza e, conseqüentemente, à resistência ao desgaste abrasivo (CUBILLOS, 2005).

Em paralelo à otimização de tempos e temperaturas da desestabilização da austenita, estudos desenvolvidos com o intuito de otimizar a dureza dos ferros fundidos indicam que quanto maior o teor de cromo utilizado na liga, menores serão as máximas durezas obtidas através da aplicação de tratamentos térmicos (TRABETT, 1997; CUBILLOS, 2005). Tal efeito se deve à redução da solubilidade do carbono na austenita para maiores teores de cromo, o que influencia diretamente, de forma negativa, a dureza da martensita formada após o tratamento térmico. Considerando que o cromo é um dos principais fatores que agregam custo de peças em ferro fundido, a possibilidade de se obter melhores resultados de desgaste para menores teores de cromo abre margem para a redução de custos em peças para desgaste.

Tendo em vista estes dois fatores preponderantes para obtenção de um FFBAC otimizado à abrasão (configuração do tratamento térmico e teor de cromo da liga), desenvolveu-se neste trabalho uma avaliação dos resultados da utilização de diferentes tempos e temperaturas de desestabilização da austenita para duas ligas distintas de ferro fundido da norma ASTM A532, a saber: Classe IID (20%Cr) e IIIA (25%Cr). Os resultados desse estudo foram então utilizados para comparação direta com peças de ligas comerciais adquiridas junto à fundições nacionais (peças utilizadas em componentes de desgaste na indústria de mineração), sendo, portanto, possível uma avaliação do teor de cromo e da configuração de tratamento mais adequados bem como a verificação do incremento da resistência ao desgaste das ligas com durezas otimizadas comparado às ligas comerciais.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral desse trabalho é determinar a configuração de tratamento térmico e o teor de cromo (dentre as duas composições aqui consideradas) de uma liga de FFBAC que juntos propiciem o maior valor de macrodureza bem como a maior resistência ao desgaste abrasivo. Para tanto serão consideradas duas ligas com diferentes teores de cromo, onde cada uma terá 25 corpos de provas, os quais serão submetidos à vinte e cinco diferentes configurações de tempo e temperatura de austenitização. Posteriormente tais CP's serão utilizados em ensaios mecânicos e metalúrgicos afim de se obter demais parâmetros que possibilitarão a verificação dos objetivos específicos.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Classificar as amostras, tanto fabricadas como comerciais, quanto à classe e tipo da norma ASTM-A532;
- Verificar a relação entre dureza e resistência ao desgaste (considerando amostras comerciais e fabricadas);
- Verificar a influência do tempo e temperatura de austenitização bem como do teor de cromo no comportamento da macrodureza das amostras tratadas termicamente;
- Verificar o máximo e mínimo incremento de dureza após tratamento térmico das amostras fabricadas;
- Comparar os resultados de microdureza (tanto da matriz como dos carbonetos) com os resultados de macrodureza;
- Avaliar os percentuais de carbonetos via software de análise de imagem e via análise gráfica.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 FERRO FUNDIDO

Os ferros fundidos são ligas ferrosas que apresentam teores de carbono acima de cerca de 2,0 %p (juntamente com outros elementos de liga) e que solidificam com um eutético (Metals Handbook, 1988). De acordo com Farah (1997) “os ferros fundidos comuns podem ser considerados como ligas de F-C-Si, cujas composições estão, em geral, próximas da composição do eutético, ficando na faixa de 2,0 a 4,0% de carbono e 0,4 a 3,5% de silício, em peso”.

Segundo Callister (2008), “ligas dentro dessa faixa de composição se tornam completamente líquidas em temperaturas entre, aproximadamente, 1150 e 1300°C”. Tal fato faz com que essas ligas sejam fundidas com facilidade, principalmente quando comparadas ao aço, que apresenta temperaturas de fundição superiores.

3.1.1 Classificação dos ferros fundidos

De acordo com Rothery (1968 apud Farah, 1997)¹ os ferros fundidos são classificados com base na quantidade e forma do carbono livre, no tipo de resfriamento, na necessidade de tratamento térmico e na quantidade de elementos de liga presentes nos mesmos. Tal classificação sugere a existência de cinco tipos básicos de ferros fundidos, são eles:

- Ferro fundido branco;
- Ferro fundido cinzento;
- Ferro fundido mesclado;
- Ferro fundido dúctil;
- Ferro fundido maleável.

3.1.2 Ferro fundido branco

Um ferro fundido é dito branco quando a fratura da peça é de aspecto claro, esbranquiçado. Em contrapartida, quando se têm parte do carbono em forma de grafita, observa-se uma fratura escura, o que sugere a designação de ferro fundido cinzento (Novelli, 2004). Portanto, têm-se que a presença do carbono em forma de grafita condiciona o tipo ferro fundido

¹ ROTHERY, W. H. **Estrutura das ligas de ferro**. São Paulo: Edgar Blucher, 1968, p.214. *apud* FARAH

que verificar-se-á após a solidificação da liga, no caso dos fofos brancos, o carbono deve estar combinado na forma de carbonetos (Preti, 2004).

O ferro fundido branco é classificado por diferentes instituições normativas por classe ou grupo, dependendo basicamente da composição química e dureza da liga (Nelson, 2010). Segundo Preti (2004), a norma americana ASTM A532 é a norma mais utilizada no mercado brasileiro. A Tabela 1 apresenta as composições para cada classe e tipo descritos na norma enquanto que a Tabela 2 apresenta as durezas mínimas requeridas.

Tabela 1 – Classificação das ligas (composição química) de ferro branco resistentes à abrasão de acordo com a norma ASTM A532.

Classe	Tipo	Designação	Composição Química (% em massa)								
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
I	A	Ni-Cr-HC	2,8 - 3,6	2,0 máx	0,8 máx	3,3 - 5,0	1,4 - 4,0	1,0 máx	-	0,3 máx	0,15 máx
I	B	Ni-Cr-LC	2,4 - 3,0	2,0 máx	0,8 máx	3,3 - 5,0	1,4 - 4,0	1,0 máx	-	0,3 máx	0,15 máx
I	C	Ni-Cr-GB	2,5 - 3,7	2,0 máx	0,8 máx	4,0 máx	1,0 - 2,5	1,0 máx	-	0,3 máx	0,15 máx
I	D	Ni-HiCr	2,5 - 3,6	2,0 máx	2,0 máx	4,5 - 7,0	7,0 - 11,0	1,5 máx	-	0,1 máx	0,15 máx
II	A	12% Cr	2,0 - 3,3	2,0 máx	1,5 máx	2,5 máx	11,0 - 14,0	3,0 máx	1,2 máx	0,1 máx	0,06 máx
II	B	15%Cr-Mo-LC	2,0 - 3,3	2,0 máx	1,5 máx	2,5 máx	14,0 - 18,0	3,0 máx	1,2 máx	0,1 máx	0,06 máx
II	D	20%Cr-Mo-LC	2,0 - 3,3	2,0 máx	1,0 - 2,2	2,5 máx	18,0 - 23,0	3,0 máx	1,2 máx	0,1 máx	0,06 máx
III	A	25%Cr	2,0 - 3,3	2,0 máx	1,5 máx	2,5 máx	23,0 - 28,0	3,0 máx	1,2 máx	0,1 máx	0,06 máx

Fonte: ASTM A532 (1999)

Tabela 2 – Dureza das ligas de ferro branco resistentes à abrasão de acordo com a norma ASTM A532.

Classe	Tipo	Designação	Dureza mínima (Fundido em areia)								
			Bruto de fundição			Temperado			Recozido		
			[HB]	[HRC]	[HV]	[HB]	[HRC]	[HV]	[HB]	[HRC]	[HV]
I	A	Ni-Cr-HC	550	53	600	600	56	660	-	-	-
I	B	Ni-Cr-LC	550	53	600	600	56	660	-	-	-
I	C	Ni-Cr-GB	550	53	600	600	56	660	400	41	430
I	D	Ni-HiCr	500	50	540	600	56	660	-	-	-
II	A	12% Cr	550	53	600	600	56	660	400	41	430
II	B	15%Cr-Mo-LC	450	46	485	600	56	660	400	41	430
II	D	20%Cr-Mo-LC	450	46	485	600	56	660	400	41	430
III	A	25%Cr	450	46	485	600	56	660	400	41	430

Fonte: ASTM A532 (1999)

Preti (2004) comenta que a norma ASTM A532 apresenta três grupos de classificação dos ferros fundidos brancos, são eles:

- **Classe I – Ferros Ni-hards:** São denominados como classe IA, IB, IC ou ID. Os tipos de A à C utilizam pequenas adições de cromo para a formação de carbonetos do tipo M_3C . O tipo D, por sua vez, apresenta, quando comparado com os demais tipos da classe I, alterações dos teores de Cr, Ni e Si. A principal

alteração é com relação ao teor de cromo, que passe a valores de 7 à 11%Cr, o que promove a alteração do tipo de carboneto formado, passando de M_3C para M_7C_3 , que é mais duro. Nessa classe o níquel é utilizado para elevar a temperabilidade, ou seja, evitar a formação de perlita.

- **Classe II – Ferros Cr-Mo:** Denominados como classe IIA, IIB e IID. As ligas dessa classe apresentam um teor de cromo acima de 11%, o que propicia a formação de carbonetos do tipo M_7C_3 . Apresenta Mo, Ni e Cu para gerar um maior endurecimento da matriz através do aumento da temperabilidade.
- **Classe III – Ferros Alto Cr:** Também forma carbonetos do tipo M_7C_3 . Neste tipo de ferro fundido o teor de cromo é suficiente alto para formar carbonetos e, ao mesmo tempo, dissolver quantidade suficiente na matriz metálica para resultar em elevada temperabilidade, o que faz com que seja até mesmo dispensável a utilização de demais elementos para evitar a formação de perlita.

3.1.3 Diagrama ternário Fe-C-Cr

Considerando o ferro fundido branco como uma liga de Fe-C-Cr, tem-se o gráfico ternário demonstrado na Figura 1. Mariot (2010) comenta que:

“a maior diferença entre os diagramas binários e os ternários é que as linhas em duas dimensões separam as fases sólida e líquida nos diagramas binários, enquanto nos diagramas ternários, uma superfície liquidus separa as fases líquida e sólida.”

No diagrama em questão as linhas azuis ilustram o diagrama binário Fe-C. Ou seja, a liga na qual não há presença do componente Cr. O ponto L por sua vez representa o ponto eutético. Com a adição de cromo à liga tal ponto se transforma na linha eutética, representada no gráfico pelo segmento LK (Prete, 2004). Dessa forma, segundo comenta Asensio (2003), as linhas que constituem interface entre dois campos representam o lugar geométrico das composições eutéticas, sendo a linha L’K’ representativa do eutético formado por austenita e M_3C e a linha K’H’ representativa do eutético formado por austenita e M_7C_3 .

Farah (1997) afirma que a projeção da superfície liquidus desse sistema ternário fornece o pseudo diagrama de fases binário contido na Figura 2. Regattieri (2006) afirma que tal representação constitui ferramenta fundamental tanto para o planejamento experimental quanto para se prever e interpretar as microestruturas que se formam na solidificação dos fofos brancos pois, em tal diagrama, pode-se observar os quatro campos que identificam a primeira

fase a se solidificar a partir do líquido (austenita, ferrita delta, carboneto primário M_3C e carboneto primário M_7C_3) (LAIRD, 2000; MARATRAY, 1979; ASENSIO, 2003).

Figura 1 – Representação do gráfico ternário Fe-C-Cr em 3D.

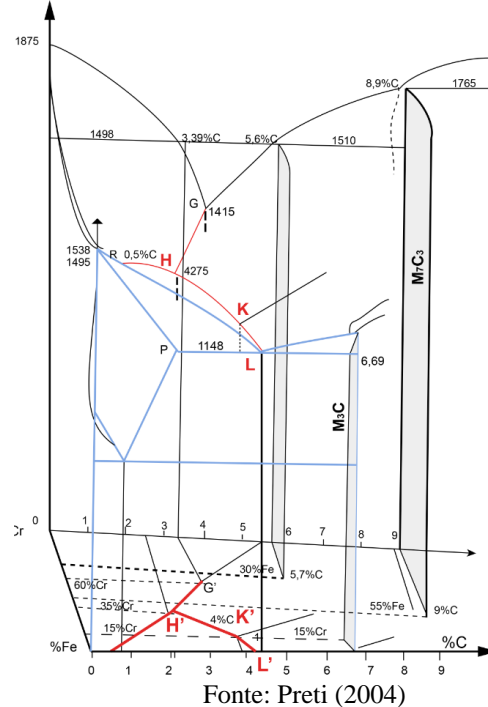
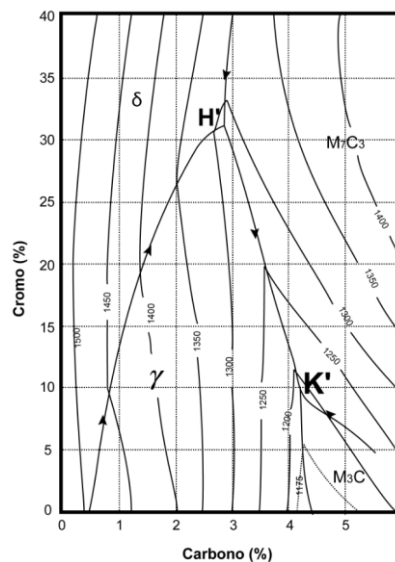


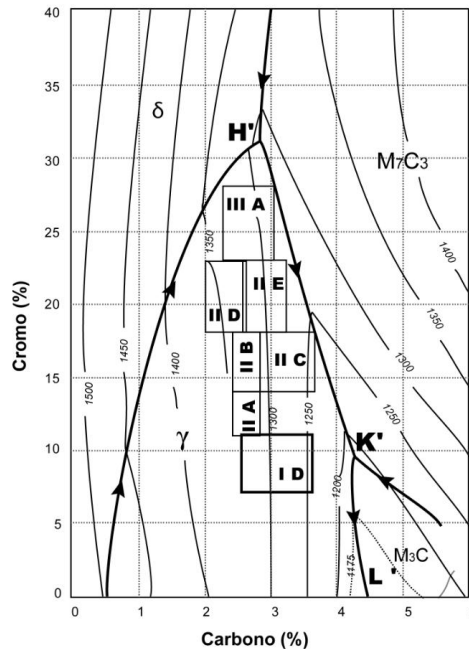
Figura 2 – Projeção líquidos do diagrama Fe-C-Cr



Considerando as composições das ligas da norma ASTM A532 (Tabela 1), tem-se as respectivas localizações de cada classe no gráfico da superfície líquidos de um diagrama ternário Fe-C-Cr (Figura 3), onde nota-se que todas as classes da referida norma possuem

solidificação iniciando no campo austenítico, ou seja, todas são ligas hipoeutéticas, sendo a austenita a primeira fase sólida formada (na forma de dendritas), (LAIRD, 2000).

Figura 3 – Posição das ligas ASTM A532 na projeção liquidus do diagrama Fe-C-Cr



Fonte: Preti (2004)

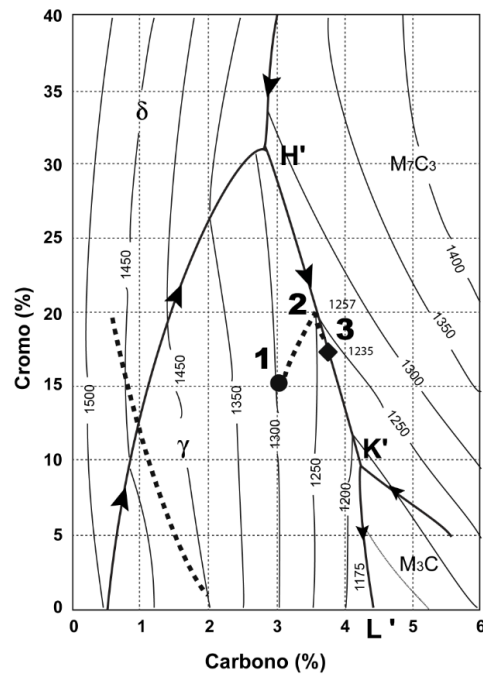
3.2 SOLIDIFICAÇÃO DE FERROS FUNDIDOS

3.2.1 Composição das fases formadas na solidificação

Preti (2004) propõe a exemplificação do resfriamento de uma liga de 3% de C e 15% de Cr como forma de explicar a sequência de solidificação de um fofo branco considerando a superfície liquidus de um diagrama ternário. Conforme ilustra Figura 4, a liga inicia sua solidificação em 1300°C (ponto 1), onde se formam os primeiros núcleos sólidos de austenita em forma de dendritas. Prosseguindo o resfriamento, o líquido remanescente aumenta seu percentual de Cromo e Carbono até atingir a composição eutética na linha K'H' (ponto 2), onde inicia a solidificação do composto eutético (austenita + M_7C_3).

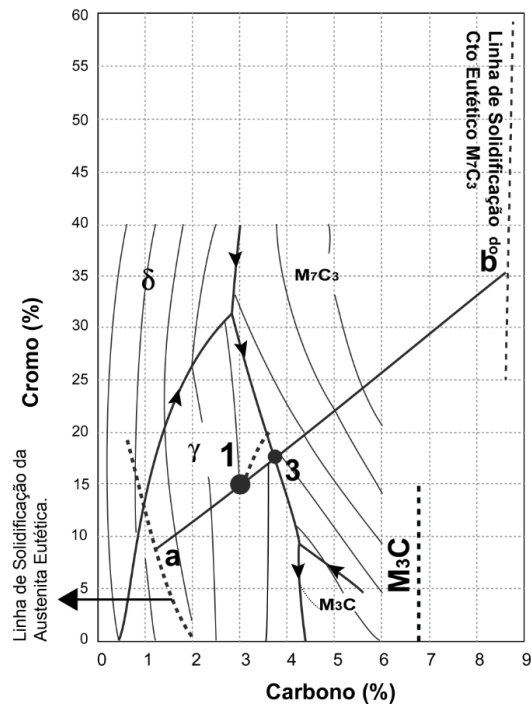
A composição das fases após a solidificação pode ser obtida através da elaboração de uma linha ligando os pontos 1 (composição da liga) e 3 (composição final do composto eutético) juntamente com a verificação das intersecções de tal linha com as linhas de composição da austenita e do carboneto, dadas, respectivamente, pelas linhas que contêm os pontos "a" e "b" na Figura 5.

Figura 4 – Sequencia de solidificação da liga 3C-15Cr.



Fonte: Preti (2004)

Figura 5 – Gráfico ternário Fe-C-Cr, com linha indicando a composição da austenita e do carboneto.

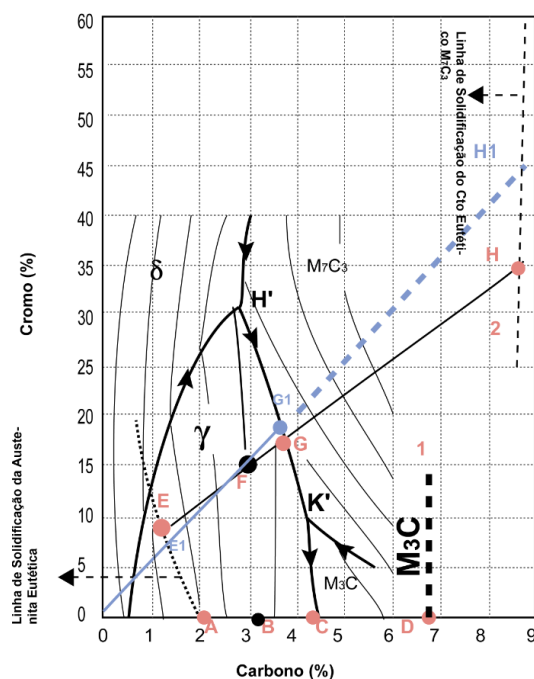


Fonte: Preti (2004)

Dessa forma sabe-se que, ao final da solidificação, a liga com 3%C e 15%Cr (ponto 1 da Figura 5) apresentará dendritas primárias de austenita (com composição de 9%Cr e 1,2%C) dada pelo ponto “a” do diagrama e um composto eutético (com composição de 18%Cr e 3,8%C) indicado pelo ponto “3”. Além disso, sabe-se também que o carboneto eutético possui composição de 35%Cr e 8,7%C, conforme demonstrado no ponto “b”. (LAIRD,2000; ASENSIO 2003).

Preti (2004) ainda afirma que, caso não se disponha do prévio conhecimento da temperatura de início e de final da solidificação do composto eutético, pode-se fazer uma estimativa aproximada das composições de interesse através da consideração de uma linha que liga a origem do diagrama à composição nominal da liga (Ponto F), conforme demonstrado na Figura 6. Procedendo dessa forma e considerando a intersecção de tal linha com as linhas da composição da austenita e da composição do carboneto, é possível obter as informações desejadas. Nesse caso, o autor comenta que a aproximação gera um erro pois, ao invés de prever as composições E e G para a austenita e composto eutético, passa-se a prever as composições E1 e G1. Tal erro se torna ainda maior quando a análise é realizada sobre a composição do carboneto do composto eutético, que passa de H para H1. Entretanto, apesar dos erros de aproximação supracitados tal técnica é útil quando não se dispõe de informações sobre as temperaturas de transformação do eutético.

Figura 6 – Regra da alavanca a partir da origem do gráfico.



Fonte: Preti (2004)

3.2.2 Quantidade de microconstituintes após a solidificação

Segundo Sinatora (1987), pode-se quantificar a microestrutura resultante da solidificação segundo a fração volumétrica de fase primária metálica (dendrita de austenita) e composto eutético ou em termos da fase metálica e carbonetos. Ambas abordagens serão descritas a seguir.

3.2.2.1 Fração volumétrica de composto eutético e fase metálica primária:

A obtenção da fração volumétrica do composto eutético e da fase primária pode ser realizada através do emprego da regra da alavanca, conforme afirma Chiaverini (1984).

Conforme comentado no item anterior, considerando a liga com composição de 3%C e 15%Cr (ponto F da Figura 6), tem-se que os pontos E e G indicam a composição da austenita primária e do composto eutético, respectivamente. Dessa forma, Preti (2004) sugere que o cálculo das frações volumétricas em questão (fase metálica primária e composto eutético) seja realizado através da consideração dos teores de cromo ou de carbono dos pontos E, F e G, conforme descrito na equação 1.

$$FV_{CE} = \left(\frac{T_{CF} - T_{CE}}{T_{CG} - T_{CE}} \right) \times 100 \quad (1)$$

Onde;

FV_{CE} = Fração volumétrica do composto eutético [%];

T_{CF} = Teor de carbono do ponto F [%];

T_{CE} = Teor de carbono do ponto E [%];

T_{CG} = Teor de carbono do ponto G [%];

Para o exemplo em questão, substituindo os valores, tem-se:

$$FV_{CE} = \left(\frac{3 - 1,2}{3,7 - 1,2} \right) \times 100 = 72\%$$

Sendo assim, conseqüentemente, a porcentagem de austenita primária será de 100% - 72% = 28%.

3.2.2.2 Fração volumétrica de carbonetos e fase metálica:

O procedimento necessário para o cálculo da fração volumétrica de carbonetos e da fase metálica (tanto primária como eutética) é similar ao citado no item anterior na medida em que também faz uso da regra da alavanca (Chiaverini, 1984). Considerando a mesma liga do exemplo anterior (ponto F, 3%C e 15%Cr), tem-se que os pontos E e H indicam a composição da austenita (fase metálica) e dos carbonetos, respectivamente. Portanto, para a obtenção das respectivas frações volumétricas, Preti (2004) indica a utilização da equação 2.

$$FV_C = \left(\frac{T_{CF} - T_{CE}}{T_{CH} - T_{CE}} \right) \times 100 \quad (2)$$

Onde;

FV_C = Fração volumétrica de carbonetos;

T_{CH} = Teor de carbono do ponto H

Substituindo os valores, tem-se:

$$FV_C = \left(\frac{3 - 1,2}{8,9 - 1,2} \right) \times 100 = 23,4\%$$

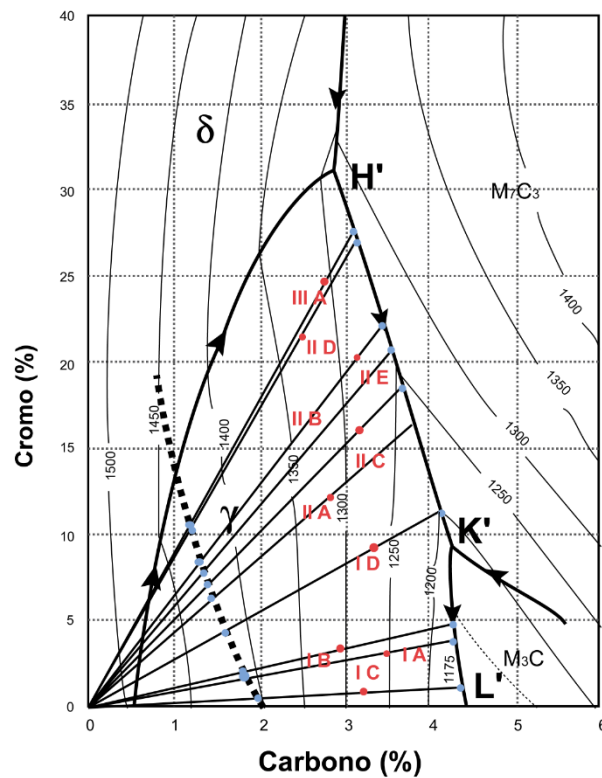
Sendo assim, conseqüentemente, a porcentagem de austenita será de 100% - 23,4% = 76,6%.

3.3 TIPOS DE CARBONETOS PRESENTES NO COMPOSTO EUTÉTICO

Considerando as diferentes ligas descritas na norma ASTM A532 é possível prever o tipo de carboneto primário formado para cada composição (Preti, 2004). Para tanto, deve-se considerar os pontos azuis da Figura 7, representativos da composição do composto eutético, que podem estar tanto sobre o segmento L'K' como sobre o segmento K'H', representando a formação de carbonetos M_3C ou M_7C_3 , respectivamente.

Asensio (2003) e Laird (2000) comentam que o tipo de carboneto presente na microestrutura possui elevada influência na morfologia do composto eutético, dureza do carboneto além de outros aspectos que serão tratados a seguir.

Figura 7 - Estimativa das composições de cada fase em diferentes ferros fundidos brancos.

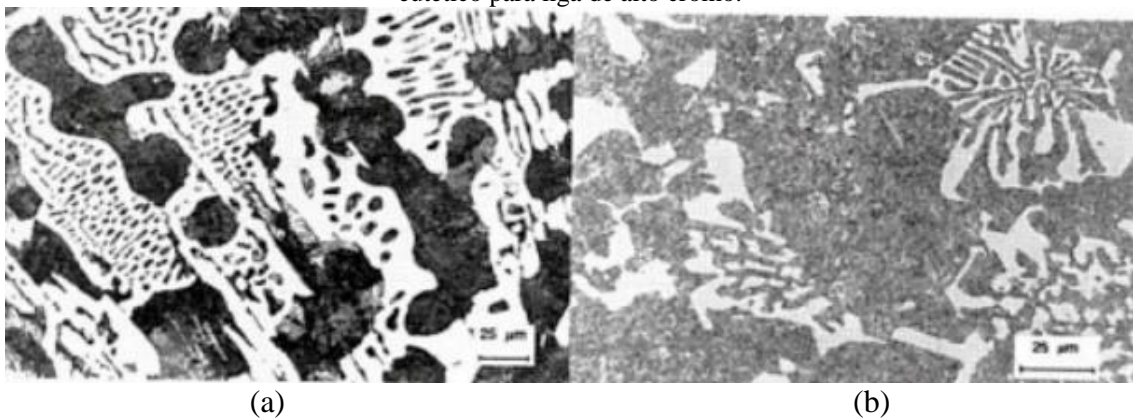


Fonte: Preti (2004)

3.3.1 Morfologia do composto eutético

A Figura 8 demonstra as diferenças morfológicas entre os compostos eutéticos para ligas de baixo cromo (formadora de carbonetos M_3C) e para ligas de alto cromo (formadora de carbonetos M_7C_3) (Gundlach, 1988).

Figura 8 – (a) Morfologia do composto eutético para liga de baixo cromo. (b) Morfologia do composto eutético para liga de alto cromo.



Fonte: Gundlach (1988).

Na microestrutura localizada à esquerda da Figura 8, observa-se a presença de um composto eutético de aspecto ledeburítico (região branca), que é típico de ligas de baixo cromo. Para este caso, Gundlach (1988) cita que o eutético é constituído por uma fase clara (M_3C) e glóbulos escuros, que representam a fase metálica. Como é possível notar pela imagem, os carbonetos do tipo M_3C apresentam uma distribuição contínua.

Com relação à microestrutura representada à direita da Figura 8, também se observa a presença de uma fase clara, desta vez representativa dos carbonetos do tipo M_7C_3 (que se formam tipicamente em ligas de alto cromo). Tais carbonetos estão dispersos em uma matriz metálica representada pela fase escura. Nota-se na imagem que os carbonetos M_7C_3 não apresentam a mesma continuidade que os carbonetos M_3C , o que confere uma maior fragilidade a esses últimos. (MARATRAY, 1971).

3.3.2 Mecanismos de crescimento dos componentes eutéticos

De acordo com Preti (2004), as diferentes morfologias dos compostos eutéticos demonstradas na Figura 8 tem origem nos diferentes mecanismos de crescimentos enfrentados por cada um.

Nos ferros fundidos brancos de baixo cromo (formadores de carbonetos do tipo M_3C e representados pelas ligas IA até IC da norma ASTM A532) cada célula eutética nucleia e cresce separadamente e independentemente da outra, conforme demonstrado na Figura 9-a. Entretanto, dentro de cada célula eutética, tanto a fase M_3C como a austenita crescem simultaneamente em duas direções, conforme ilustrado na Figura 9-b, o que propicia a formação de morfologias nas formas de bastonete e lamelar. Ou seja, para essa classe de ferro fundido branco, pode-se observar o composto eutético tanto com aspecto lamelar como com aspecto de bastonetes (Figura 9-c). (LAIRD 2000).

Com relação aos ferros fundidos que possuem maiores teores de cromo (formadores de carbonetos do tipo M_7C_3 e representados pelas ligas ID até IIIA), Preti (2004) afirma que a nucleação e crescimento das células eutéticas também se dá de forma independente umas das outras. Todavia, para este caso, tem-se direções preferenciais de crescimento do carboneto M_7C_3 que resulta na formação de uma morfologia de cilindros ou bastonetes de carbonetos em uma matriz metálica, conforme Figura 10-a. Dessa forma, Laird (2000) comenta que o crescimento preferencial em uma direção dos compostos eutéticos formados por M_7C_3 gera uma morfologia radial na seção transversal e de bastonetes no sentido longitudinal, conforme demonstrado nas Figura 10-b e Figura 10-c.

(a)

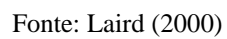
Eutético Lamelar

Eutético Bastonetes

(b)

(c)

Figura 10 – Crescimento e morfologia do eutético para ligas de ferro fundido branco alto cromo.



3.3.3 Propriedades dos carbonetos

Além da maior fragilidade dos carbonetos M_3C provenientes de suas características morfológicas, outras diferenças podem ser ressaltadas entre os dois tipos de carbonetos. Dentre tais diferença, destaca-se a maior dureza observada nos carbonetos do tipo M_7C_3 , conforme indicado na Tabela 3 (Preti, 2004).

Tabela 3 – Diferença entre os carbonetos M_3C e M_7C_3 .

TIPO	ELEMENTOS SOLÚVEIS	%C	DENSIDADE [g/cm ³]	CRISTALOGRAFIA	MORFOLOGIA	DUREZA [HV]
M_3C	Fe (majoritário), alta solubilidade de Mn e Cr (17%), baixa solubilidade de Mo e V	6,7 - 6,9	7,4 - 7,6	Ortorrônica	Tipo plaqueta	800 - 1100
M_7C_3	Cr (majoritário - 24 a 50%), alta solubilidade de Mo (<7%) e V (<30%). O Mn é similar ao M_3C	8,6 - 8,9	6,6 - 6,9	Trigonal (pseudo-hexagonal)	Tipo bastonetes/plaquetas	1000 - 1800

Fonte: Preti (2004)

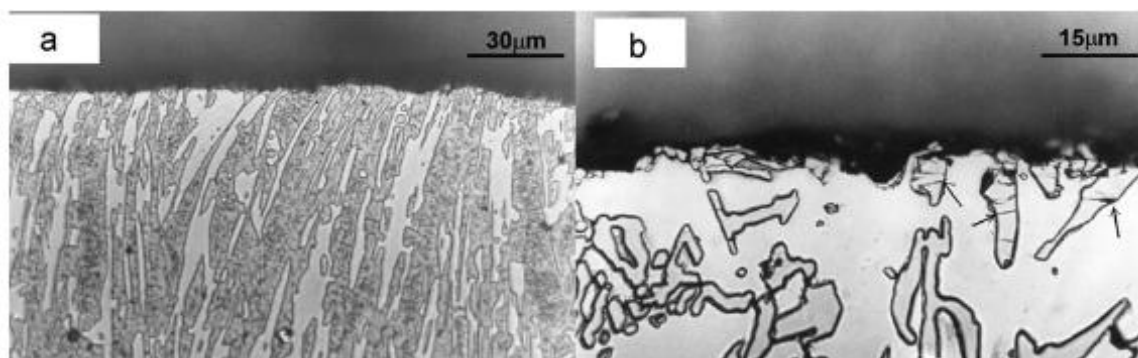
3.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE DESESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA

Considerando o caso de um ferro fundido branco hipoeutético, Preti (2004) explica que, logo após o final da solidificação, a microestrutura da peça em processo de resfriamento será constituída basicamente de carbonetos (M_3C ou M_7C_3) e fase metálica (austenita). Cubillos (2005) afirma que, com o decorrer do resfriamento, não ocorrerão transformações nos carbonetos eutéticos enquanto que a austenita sofrerá transformações subsequentes que dependerão, dentre outros fatores, da velocidade de resfriamento e da composição química do ferro fundido. Nesse sentido, Mello (1991 *apud* Preti, 2004)² comenta que, no estado bruto de fundição, a matriz metálica pode apresentar martensita e austenita retida, apenas austenita ou até mesmo perlita à temperatura ambiente. Sabe-se que tanto os carbonetos primários quanto a matriz metálica são importantes no que tange à resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos branco alto cromo, portanto, a obtenção de uma matriz com maior quantidade de carbonetos e maior presença de martensita age no sentido de otimizar a vida útil da peça tratada (BEDOLLA, 2003). Tal afirmação vai ao encontro do estudo realizado por Albertin *et al* (2011), que demonstra a dependência do comportamento de desgaste na superfície de duas diferentes amostras de ferro fundido branco com relação à matriz metálica: a Figura 11 apresenta duas microestruturas, uma contendo matriz martensítica e outra matriz austenítica.

² MELLO, J.D.B & RESENDE, I.M. **Influência da velocidade de solidificação na estrutura metalúrgica de ferros fundidos brancos ao cromo**. In: Seminário brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste, 2., 1991, Uberlândia.

Ensaaios de desgaste procedidos em ambas amostras demonstraram que aquela com matriz martensítica propiciou uma taxa de desgaste muito menor quando em comparação com a de matriz austenítica. Tal fato é explicado pela existência de trincas nos carbonetos presentes na amostra de matriz austenítica, sem que tais carbonetos sequer tenham aflorado à superfície, o que potencializou a existência da maior taxa de desgaste.

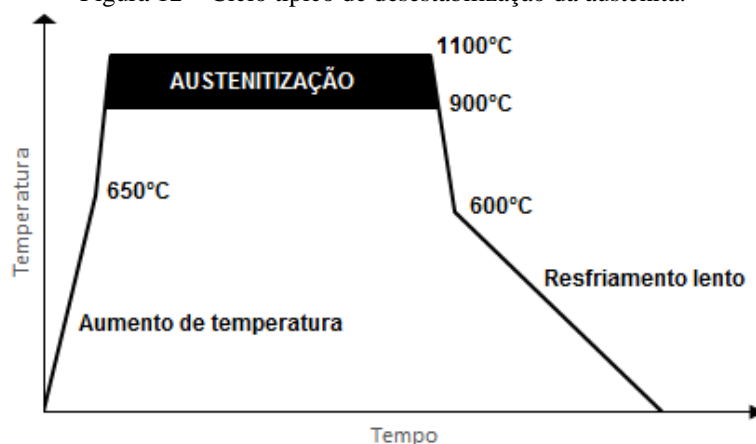
Figura 11 – Microestrutura de superfície após ensaio de desgaste. (a) Matriz martensítica. (b) Matriz austenítica, com presença de carbonetos trincados (indicado pelas setas).



Fonte: Albertin *et al* (2011).

Dessa forma Bedolla (2003) sugere que, para evitar a presença de austenita retida, propiciar a formação de carbonetos secundários e aumentar a porcentagem de martensita na matriz, deve-se realizar o tratamento térmico de desestabilização da austenita. Tal indicação também é realizada por Albertini *et al* (2011) que explica que, uma vez que a microestrutura de uma amostra bruta de fundição é majoritariamente constituída por austenita retida, deve-se realizar o tratamento térmico de desestabilização seguido de têmpera. Cubillos (2005) descreve tal tratamento como sendo similar à tempera dos aços, porém com o emprego de maior tempo de austenitização visando justamente a desestabilização da austenita. O mesmo autor ainda demonstra, através do gráfico da Figura 12, um típico ciclo do referido tratamento, onde se realiza um aquecimento até um patamar de temperatura que varia tipicamente de 900°C até 1100°C, mantém-se a peça nesse patamar por determinado período de tempo e então, posteriormente, resfria-se até a temperatura ambiente.

Figura 12 – Ciclo típico de desestabilização da austenita.



Fonte: Cubillos (2005).

3.4.1 Precipitação de carbonetos secundários

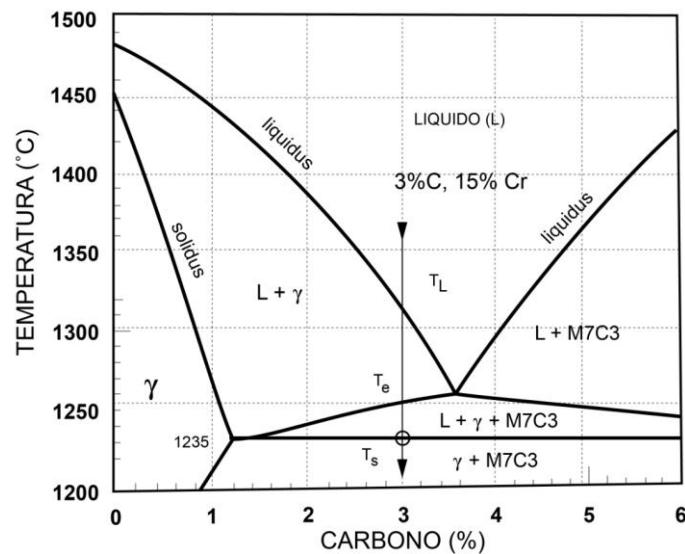
Durante o resfriamento de uma liga de ferro fundido branco a partir da temperatura eutética até a temperatura ambiente ocorre a precipitação de carbonetos secundários. Tal fenômeno pode ser explicado com o auxílio de uma seção (neste caso para 15%Cr) do diagrama ternário Fe-Cr-C (Figura 13). Verifica-se que, durante o resfriamento, a solubilidade do carbono na austenita vai sendo reduzida gradativamente. Com isso conclui-se que, ao longo do resfriamento, ocorre uma redução do teor de carbono na austenita o que, consequentemente, propicia a precipitação, no estado sólido, de carbonetos de ferro e cromo (do tipo M_7C_3 , denominados de carbonetos secundários) no interior da fase metálica, bem como um aumento das temperaturas M_s e M_f ³. (CUBILLOS, 2005). Entretanto, sabe-se que a precipitação dos carbonetos secundários é um processo que depende, dentre outros fatores, do tempo:

A precipitação de carbonetos secundários depende do tempo e, portanto, da velocidade de resfriamento dentro do molde. Em geral, ao final do resfriamento, a precipitação de carbonetos secundários não é completa, resultando em uma austenita supersaturada em carbono e cromo que, devido às baixas temperaturas M_s e M_f , possibilitam a presença de austenita retida (além de carbonetos secundários) na temperatura ambiente. (CUBILLOS, 2005, p.14).

Portanto, a desestabilização da austenita como tratamento térmico em ferros fundidos branco alto cromo para aplicações com elevadas solicitações de desgaste abrasivo é um processo que se faz necessário tanto no sentido de propiciar uma matriz martensítica como no sentido de otimizar a precipitação de carbonetos secundários.

³ Quanto menor o teor de carbono, menor o grau de super-resfriamento necessário como força motriz ao início da transformação martensítica, o que justifica o aumento das temperaturas M_s e M_f .

Figura 13 – Projeção do diagrama Fe-C-Cr para uma liga com 3%C e 15%Cr.



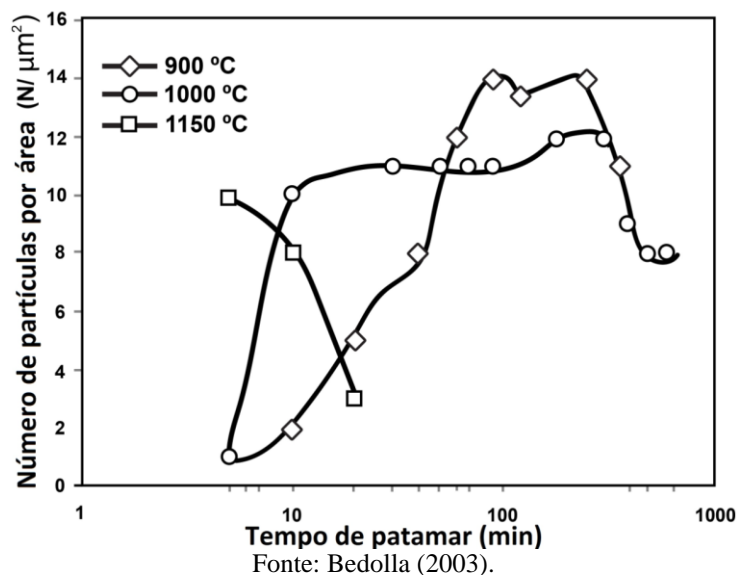
Fonte: Cubillos (2005).

3.4.2 Influência do tempo de desestabilização

Bedolla (2003), em seu estudo sobre a cinética da precipitação de carbonetos secundários em uma liga de ferro fundido branco alto cromo determinou que o tempo de austenitização da amostra em processo de desestabilização da austenita influencia em uma série de fatores, são eles:

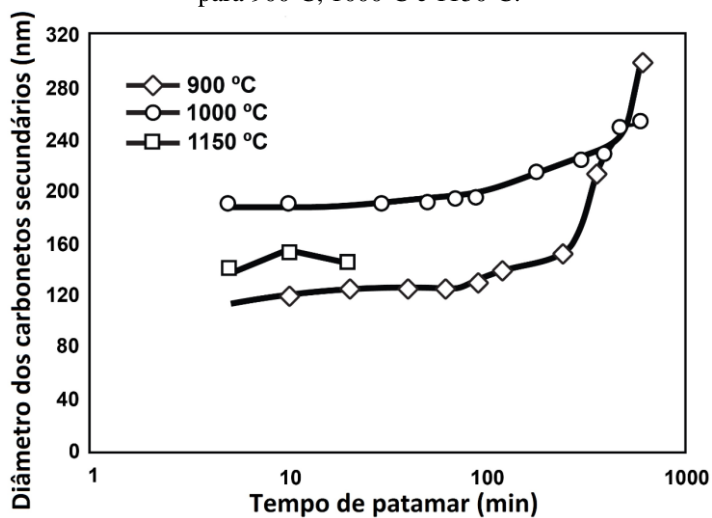
- **Quantidade de carbonetos secundários precipitados:** conforme Figura 14, houve aumento da quantidade de carbonetos secundários com o incremento do tempo de austenitização para os tratamentos realizados nas temperaturas de 900°C e 1000°C. Nota-se também um decréscimo na quantidade de carbonetos secundários para tempos maiores de 100 minutos (tal verificação será elucidada no próximo tópico). Um comportamento inverso foi observado para a temperatura de 1150°C. O autor comenta que tal inversão ocorreu devido a uma precipitação inicial durante a etapa de aquecimento, que resultou em cerca de 15% em volume para 2 minutos de patamar (ponto inicial para 1150°C do gráfico da Figura 14) com posterior dissolução de tais carbonetos devido a elevada solubilidade de carbono na austenita para a temperatura de 1150°C.

Figura 14 - Número de carbonetos secundários precipitados por área como função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.



- **Coalescimento dos carbonetos secundários:** considerando os patamares de 900°C e 1000°C, Bedolla (2003) observou um aumento no tamanho dos carbonetos secundários para tempos de austenitização superiores a 100 minutos (Figura 15). Tal observação justifica a redução da quantidade de carbonetos apresentada no item anterior.

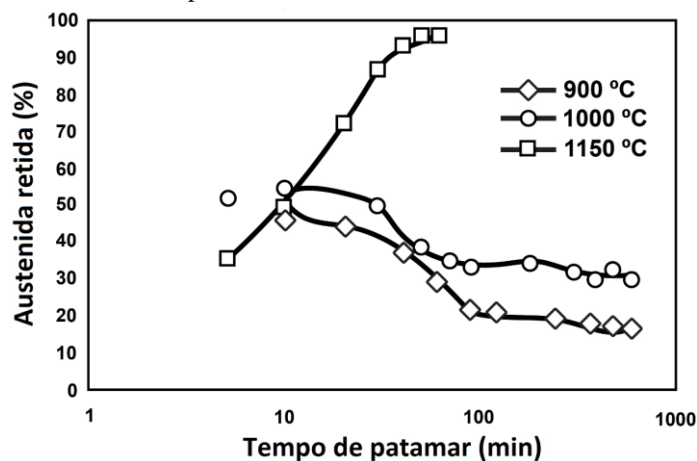
Figura 15 – Diâmetro das partículas precipitadas como uma função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.



Fonte: Bedolla (2003).

- **Retenção da austenita:** o aumento da quantidade de carbonetos precipitados ao longo do tempo (Figura 14) propicia redução do teor de carbono dissolvido na austenita gerando a elevação das temperaturas Ms e Mf. Dessa forma, para maiores tempos de austenitização, ocorre uma redução da quantidade da austenita retida após o resfriamento completo (Figura 16) pois haverá uma maior porcentagem de transformações martensíticas ocorrendo. Mais uma vez, Bedolla (2003) verificou comportamento diferenciado para temperatura de 1150°C, onde ocorreu uma elevação da quantidade de austenita retida. Como já citado nos tópicos anteriores, essa tendência é explicada pelo aumento da solubilidade do carbono na austenita quando a austenitização é realizada em temperaturas elevadas, fazendo com que as temperaturas Ms e Mf sejam reduzidas, evitando, portanto, a transformação martensítica.

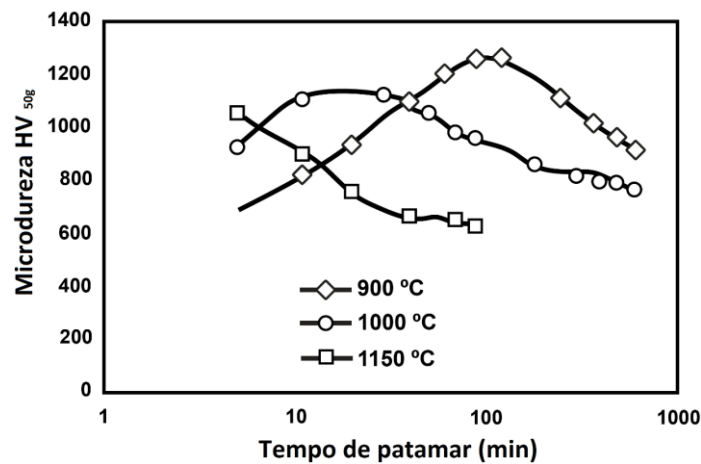
Figura 16 – Quantidade de austenita retida na matriz como uma função do tempo de patamar de desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.



Fonte: Bedolla (2003).

- **Microdureza da matriz:** analisando o comportamento da microdureza da matriz metálica versus tempo de austenitização (Figura 17), nota-se a existência de um patamar ótimo de tempo para o tratamento de desestabilização; a microdureza da matriz inicialmente aumenta (devido ao aumento da quantidade de carbonetos e diminuição da austenita retida, Figura 14 e Figura 16, respectivamente) e posteriormente reduz (devido ao coalescimento dos carbonetos, Figura 15). O comportamento para 1150°C é, novamente, contrário ao verificado para demais temperaturas. Nesse caso, há uma queda de microdureza devido a redução da quantidade de carbonetos (Figura 14) e ao aumento da austenita retida (Figura 16).

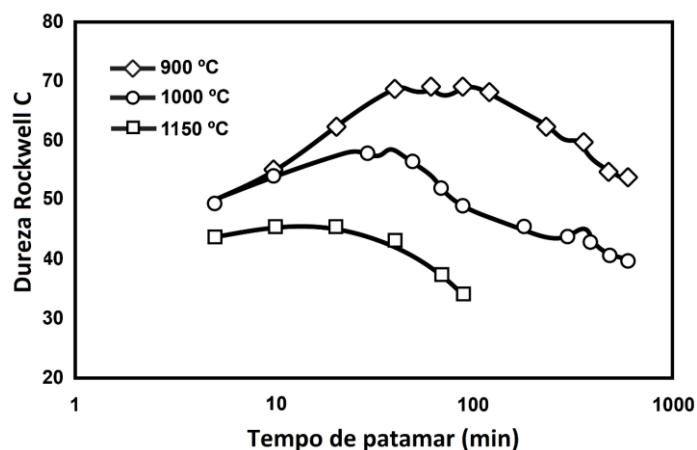
Figura 17 – Microdureza da matriz como uma função do tempo de patamar da desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.



Fonte: Bedolla (2003).

- **Dureza da liga:** Cubillos (2005) afirma que “a dureza da liga é resultante da quantidade de carbonetos eutéticos e da microdureza da matriz”. Uma vez que quantidade de carbonetos eutéticos não se altera com a aplicação de tratamentos térmicos, tem-se que a variação da dureza da liga verificada durante a aplicação de diferentes tempos de austenitização se deve exclusivamente a variação da microdureza da matriz. Os resultados de dureza demonstrados na Figura 18 estão de acordo com tal fenômeno, pois possuem comportamentos similares aos comportamentos de microdurezas apresentados na Figura 17. (BEDOLLA, 2003).

Figura 18 – Dureza da liga como uma função do tempo de patamar da desestabilização para 900°C, 1000°C e 1150°C.



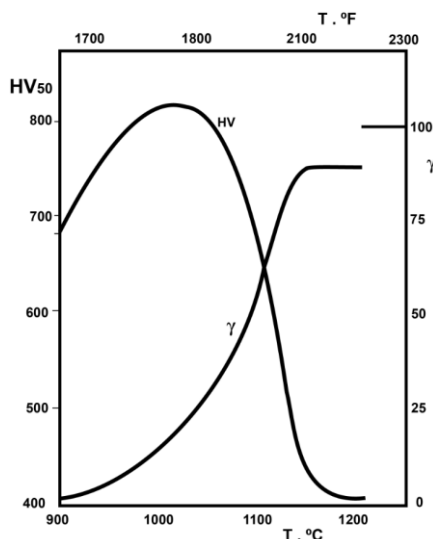
Fonte: Bedolla (2003).

3.4.3 Influência da temperatura de desestabilização

A temperatura de austenitização utilizada na desestabilização da austenita possui papel fundamental na otimização da dureza para determinada liga de ferro fundido branco alto cromo. Através do gráfico contido na Figura 19, Cubillos (2005) demonstrou a relação entre a dureza do material, a porcentagem de austenita retida e a temperatura utilizada durante o tratamento. Em tal gráfico nota-se que o aumento da temperatura de desestabilização (representada no eixo das abscissas) resulta em aumento da quantidade de austenita retida. Da mesma forma, verifica-se a existência de um valor máximo de dureza (grandeza representada no eixo das ordenadas), sendo que esse máximo resulta de dois fenômenos:

- **Fenômeno 1:** o aumento da temperatura de desestabilização propicia maior solubilidade do carbono na austenita (verificar Figura 13) e, conseqüentemente, reduz a temperatura M_s , propiciando a existência de maior quantidade de austenita retida o que implica em menor dureza;
- **Fenômenos 2:** quanto maior o patamar de austenitização, maior será a quantidade de carbono dissolvido na austenita e, conseqüentemente, a martensita que vir a se formar terá uma dureza maior.

Figura 19- Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e na dureza da liga.



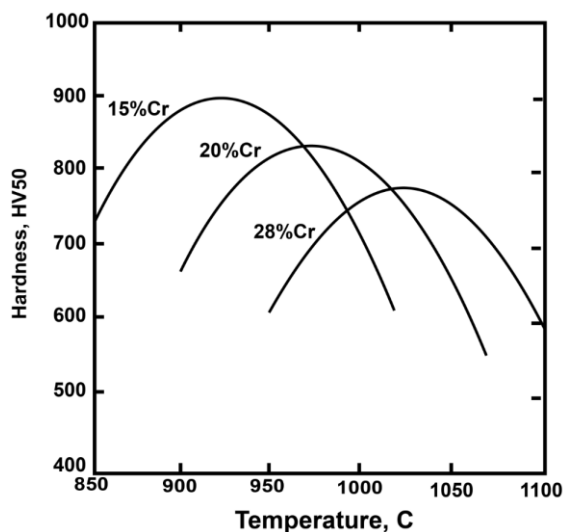
Fonte: Cubillos (2005).

Sendo assim, as duas tendências opostas citadas acima explicam a existência de um pico de dureza ao longo da temperatura de desestabilização.

3.4.4 Influência do teor de cromo

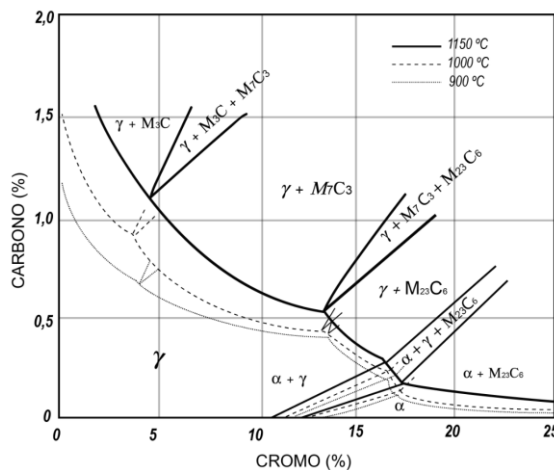
A literatura demonstra que o valor de máxima dureza diminui com o aumento do teor de cromo, conforme ilustrado na Figura 20. Essa influência pode ser explicada através da verificação de diferentes seções isotérmicas do sistema Fe-C-Cr (Figura 21), onde se constata que a solubilidade do carbono na austenita também é dependente do teor de cromo; quanto maior o teor de cromo, menor a solubilidade de carbono na austenita, o que gera uma martensita menos dura. (CUBILLOS, 2005).

Figura 20 – Influência do teor de cromo e da temperatura de desestabilização na dureza da liga de ferro fundido branco de alto cromo.



Fonte: Cubillos (2005).

Figura 21 – Seção isotérmica do sistema Fe-C-Cr.



Fonte: Cubillos (2005).

Ainda analisando a Figura 20, constata-se que, conforme aumenta-se o teor de cromo, os picos de durezas passam a ocorrer em temperaturas cada vez mais elevadas. Zhou (1990 *apud* Cubillos, 2005)⁴ afirma que “tal comportamento se deve ao fato de que o aumento do teor de cromo, por diminuir a solubilidade do carbono na austenita, exige maior temperatura para solubilizar mais carbono e propiciar máxima dureza”.

3.5 DESGASTE

O desgaste pode ser definido como sendo o “dano em uma superfície sólida”, envolvendo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre uma superfície com outro material ou materiais (MAGALHÃES, 2010). Existem diversos mecanismos de desgaste, como: abrasão, adesão, erosão, corrosão e fadiga de contato. Entretanto, nesse trabalho será dado enfoque apenas ao desgaste abrasivo, por este ser o principal mecanismo de perda de massa em materiais aplicados nas indústrias de mineração.

3.5.1 Desgaste abrasivo

Cozza (2006) define o desgaste abrasivo como sendo aquele devido a partículas duras ou superfícies duras sendo forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida. Esse tipo de interação entre dois componentes produz uma série de ranhuras naquele com menor dureza superficial, fazendo então com que material se desprenda na forma de partículas de desgaste.

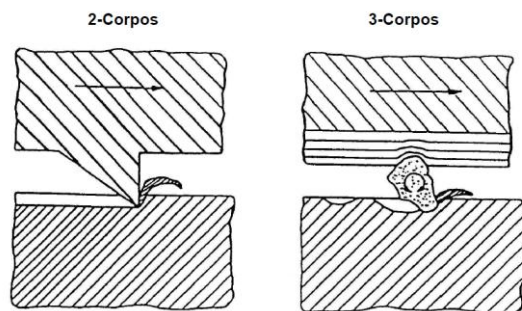
O desgaste abrasivo pode ser classificado como sendo de dois ou três corpos, onde no tipo “à dois corpos” a remoção do material acontece devido ao riscamento propiciado pela penetração do pico dos relevos da superfície com maior resistência mecânica na superfície com menor dureza. Já no desgaste “à três corpos” existem partículas duras se movendo entre as duas superfícies onde, dependendo dos ângulos instantâneos entre as extremidades destas partículas e as superfícies de contato, pode ocorrer um menor ou maior grau de penetração (SERBINO, 2005). Uma representação esquemática destes dois tipos de desgaste, proposta por Zum Gahr (1985), é demonstrada na Figura 22.

Uma outra classificação tipicamente empregada para o desgaste abrasivo é com relação à intensidade das tensões de contato. Nesse âmbito, Corrêa (2005) realiza uma classificação considerando os seguintes tipos de abrasão: “à baixa tensão”, “à alta tensão” e “de impacto”.

⁴ FAN, X.H; HE, L; ZHOU, Q.D. **A study of high chromium cast iron on abrasion resistance and impact fatigue resistance.** Wear, Vol. 138, p.47-60, 1990. *apud* Cubillos.

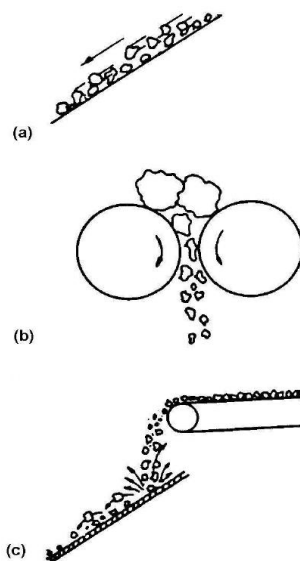
Como exemplo de abrasão à baixa tensão pode-se citar o deslizamento de fragmentos livres de minérios através de uma superfície de material de alta resistência (Figura 23-a), onde o processo de desgaste não envolve a fratura do material abrasivo. Em outras palavras; as tensões envolvidas são baixas e não excedem a resistência de trituração do abrasivo. Já a abrasão de alta tensão ocorre quando os materiais abrasivos, ao serem forçados a passar entre duas superfícies sob tensão, são aprisionados pelas mesmas (Figura 23-b). Nesse tipo de abrasão as cargas envolvidas são suficientes altas para causar, além da penetração da partícula nas superfícies, a fragmentação do material abrasivo. Já a abrasão por impacto (também conhecida como goivagem) envolve a remoção de material da superfície de um componente submetido a altas tensões e impactos localizados de grandes partículas abrasivas (Figura 23-c).

Figura 22 – Representação esquemática de desgaste à 2 e 3 corpos.



Fonte: Zum Gahr (1985).

Figura 23 – Representação esquemática dos três tipos de desgaste abrasivo. (a) Baixa tensão. (b) Alta tensão e (c) Impacto.



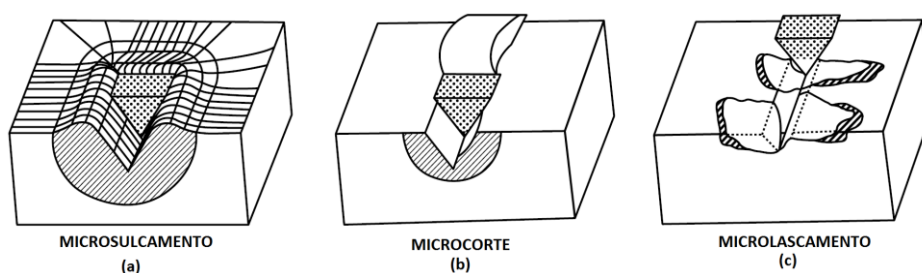
Fonte: Corrêa (2005).

3.5.2 Mecanismos de desgaste abrasivo

Dependendo das propriedades do abrasivo e do material da superfície na qual a partícula abrasiva irá agir, um dos seguintes mecanismos de desgaste pode ocorrer (HAWK, 2001; CUBILLOS, 2005):

- **MICROSULCAMENTO:** ocorre quando o material é deslocado plasticamente para a lateral, resultando, portanto, na formação de sulcos que não envolvem remoção direta de material (Figura 24-a). O material deformado forma então cumes adjacentes aos sulcos, que podem ser removidos por subsequentes passagens das partículas abrasivas;
- **MICROCORTE:** ocorre quando o material é separado da superfície em forma de microcavacos, com pouca ou nenhuma deformação plástica para as laterais dos sulcos (Figura 24-b). Este mecanismo se assemelha à usinagem convencional;
- **MICROLASCAMENTO:** ocorre quando o material é separado através de um processo de corte na qual o abrasivo causa uma fratura localizada no material de desgaste (Figura 24-c). Estas microfraturas propagam-se localmente ao redor dos sulcos, resultando em uma adicional remoção de material.

Figura 24 – Mecanismos de remoção de material entre partículas abrasivas e superfícies de desgaste.



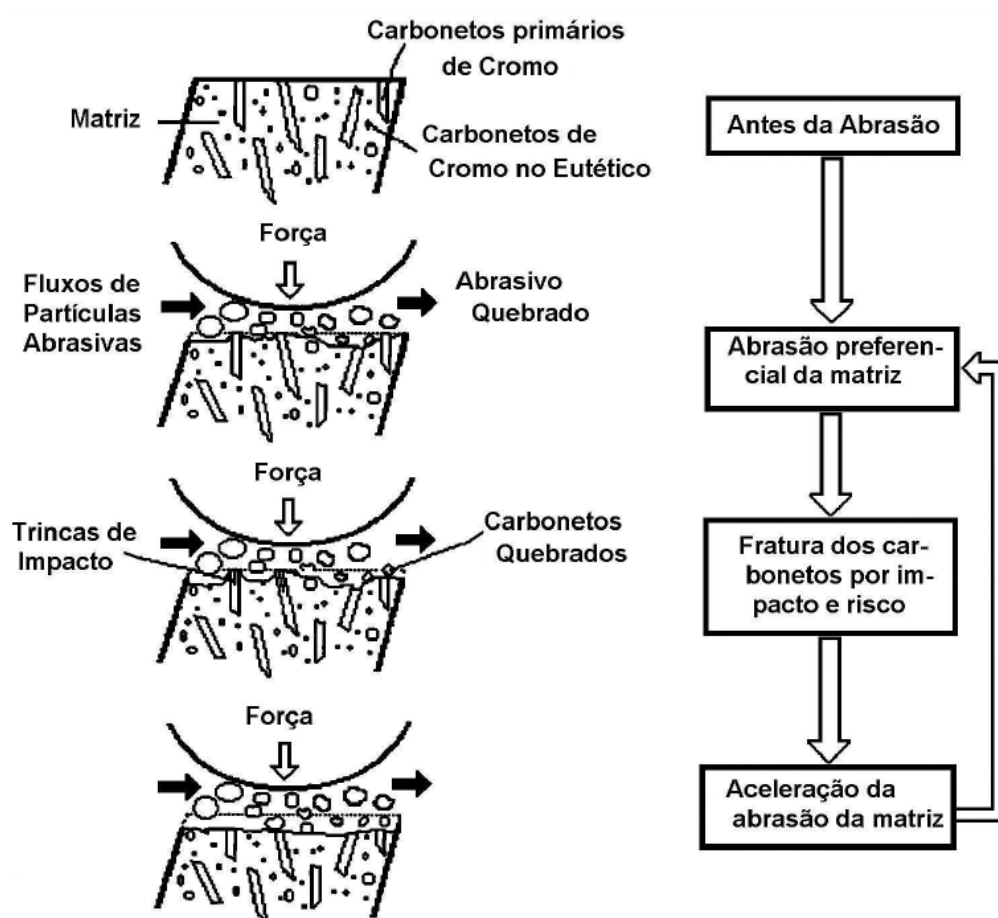
Fonte: Modern tribology handbook (2001).

Os processos de microsulcamento e microcorte ocorrem mais comumente em materiais dúcteis, enquanto que para materiais mais duros (frágeis) o mecanismo de microlascamento é o mais atuante.

Como forma de avaliar as particularidades do processo de microlascamento, Fujimura et al (1988) desenvolveu um estudo de desgaste abrasivo em uma liga ferrosa alto cromo (dura e frágil). Os resultados obtidos no referido estudo indicam que as partículas abrasivas se chocam

contra a superfície de desgaste, atuando preferencialmente sobre a matriz metálica (que possui menor dureza), provocando o desgaste da mesma. Devido ao desgaste da matriz, os carbonetos primários ficam expostos na superfície, tornando-se menos resistentes às tensões externas de impacto das partículas abrasivas, o que propicia o seu trincamento. Subsequentemente, tais carbonetos fraturam-se e são eliminados da superfície do revestimento. Corrêa (2005) comenta que tal processo é repetitivo e provoca o desgaste acelerado da superfície exposta aos abrasivos. Este processo descrito acima é demonstrado na ilustração contida na Figura 25.

Figura 25 – Representação esquemática do processo de desgaste abrasivo de ligas ferrosa de alto cromo.



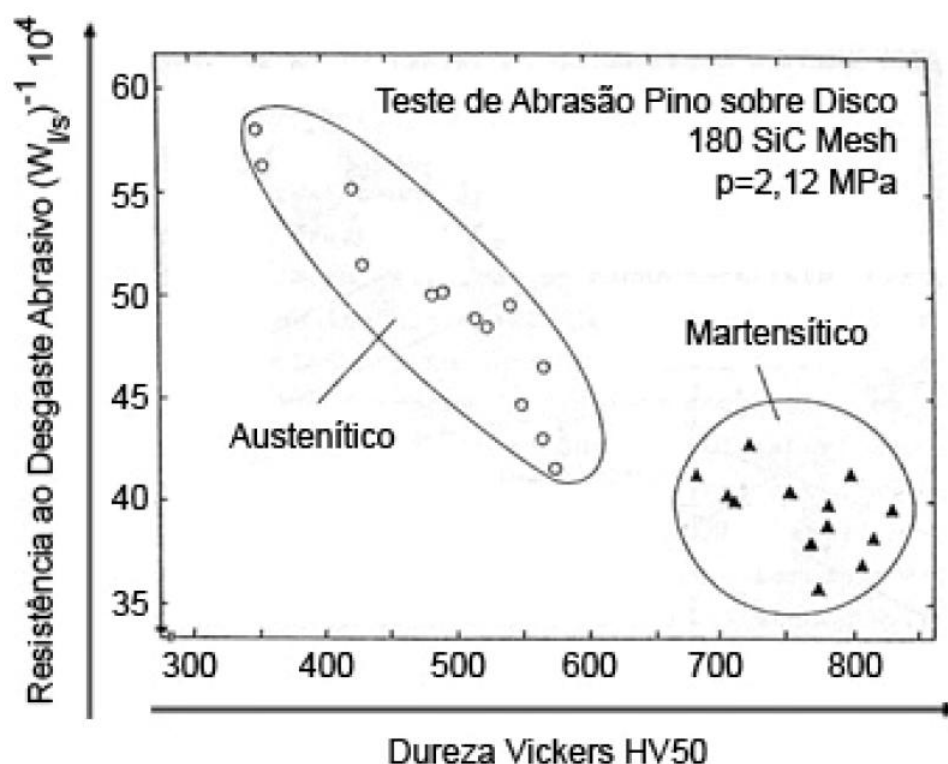
Fonte: Corrêa (2005).

3.5.3 Efeito da dureza da superfície de desgaste

Diversas pesquisas foram realizadas ao longo dos anos com o intuito de definir uma relação entre dureza da superfície de desgaste e a taxa de desgaste abrasivo. Corrêa (2005) comenta que a resistência à tal desgaste não está relacionada somente com a dureza do material e que considerar tal propriedade de forma isolada na avaliação do desgaste abrasivo pode levar

a um desempenho ruim de uma liga. O mesmo autor ainda ressalta que isso não significa que a dureza não seja importante, apenas que existem outros fatores do material que influenciam no desgaste, do tipo: precipitados, carbonetos e constituintes microestruturais macios. Portanto, a maioria dos autores é uníssona em afirmar que não há uma proporcionalidade simples entre desgaste abrasivo e dureza (COOKSON, 1982; EYRE, 1978), podendo inclusive verificar-se grandes diferenças na resistência à abrasão para um mesmo valor de dureza do material avaliado bem como um comportamento de redução da resistência ao desgaste com o aumento da dureza do material, conforme demonstrado na Figura 26 (GAHR, 1980), onde amostras de ferros fundidos brancos austeníticos e martensíticos com diferentes valores percentuais de carbonetos foram avaliados no ensaio pino sobre disco. Através do referido gráfico fica claro que a dureza não pode descrever, para as condições de ensaios aplicadas neste estudo específico, a resistência dos ferros fundidos brancos.

Figura 26 – Resistência ao desgaste abrasivo versus dureza.

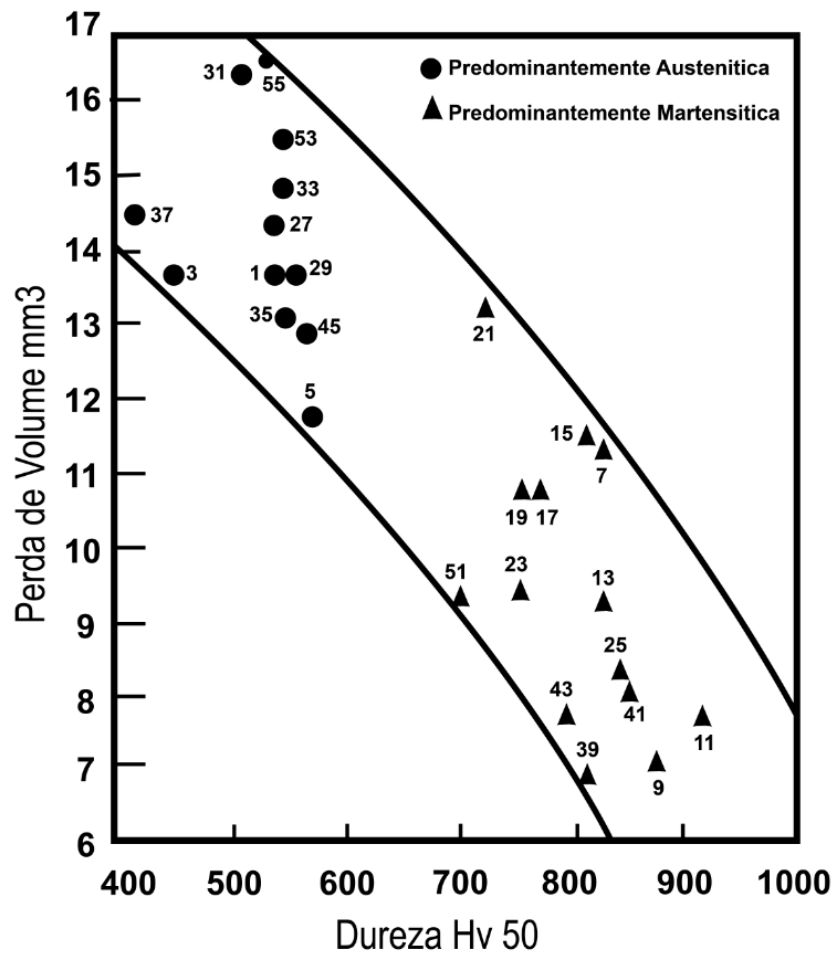


Fonte: Gahr (1980).

Entretanto, existem estudos com resultados indicativos da relação direta e inversamente proporcional entre dureza e resistência ao desgaste, como aquele apresentado por Ikeda et al. (1992) que indica uma maior perda de volume em amostras com matrizes austeníticas (menor

resistência ao desgaste) quando em comparação com a perda verificada em amostras com matrizes martensíticas (maior resistência ao desgaste). Esse comportamento é descrito no gráfico da Figura 27, onde nota-se a existência de uma banda de resultados indicativos dessa relação inversamente proporcional entre dureza e perda de volume.

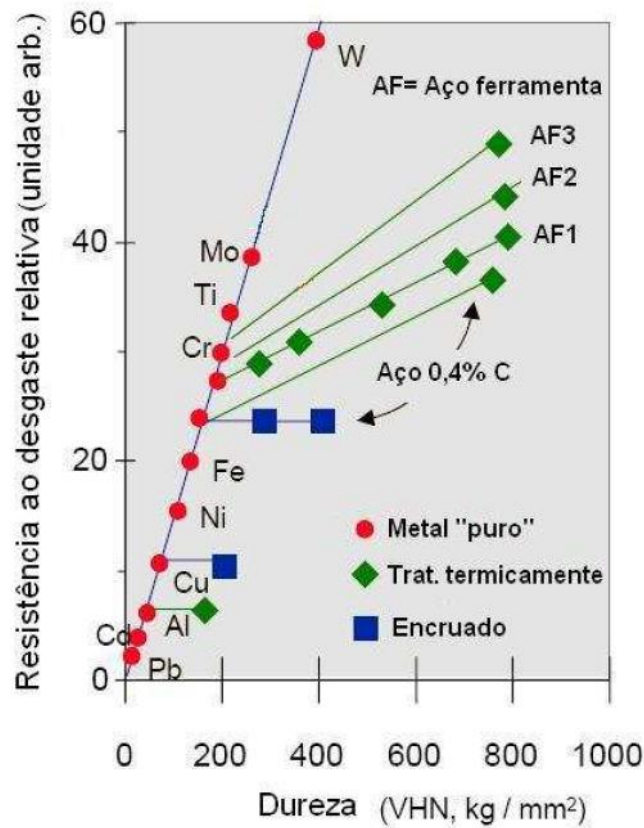
Figura 27 – Desgaste abrasivo versus dureza de um ferro fundido branco com 2,92%C e 19%Cr tratado para obter matrizes austeníticas e martensíticas.



Fonte: Ikeda et al (1992).

Do mesmo modo, Kruschov (1957), ao determinar a resistência ao desgaste de diversos materiais usando um teste tipo “pino sobre disco”, também verificou a existência de uma relação direta entre taxa de abrasão e a dureza (Figura 28). Entretanto, nesse mesmo estudo, também foi indicada a existência de diferentes resistências ao desgaste para mesmos materiais com durezas semelhantes e testados sob condições idênticas.

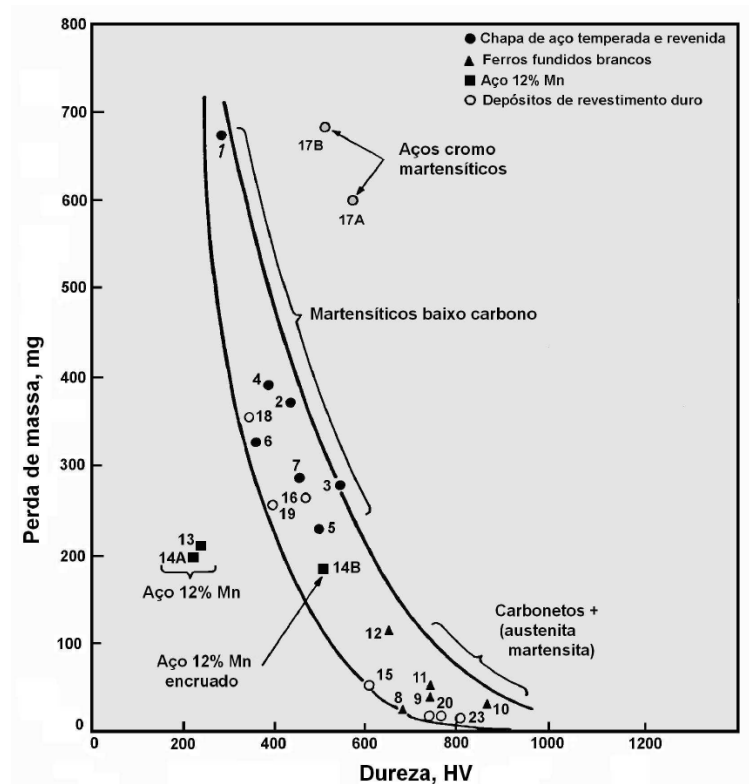
Figura 28 – Relação entre dureza e resistência ao desgaste para diversos metais.



Fonte: Kruschov (1957).

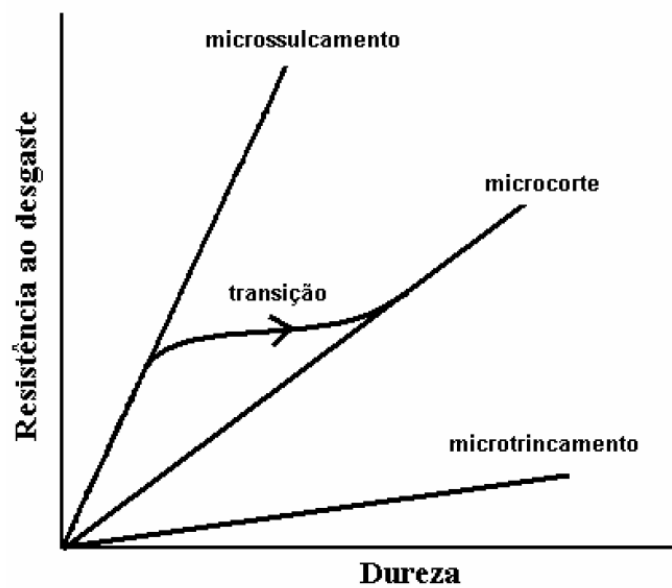
Cabe, no entanto, uma ressalva quanto as observações de relações perfeitamente lineares realizadas por Kruschov; as mesmas foram obtidas através de ensaio de alta tensão. Corrêa (2005) afirma que há diferenças substanciais quando da realização de testes do tipo “baixa tensão” em comparação com os considerados de “alta tensão”. Exemplo dessas diferenças foram demonstradas por Mutton (1979), onde tal autor realizou vários testes de baixa tensão que também evidenciaram uma tendência na correlação entre dureza e perda de massa, porém, ao mesmo tempo, demonstram que vários pontos se situaram fora da banda de dispersão (Figura 29). Ainda como forma de relacionar dureza e resistência ao desgaste Murray et al (1982) propuseram uma associação entre o tipo de variação da resistência com a dureza e os micromecanismos de abrasão, conforme demonstrado na Figura 30, onde nota-se uma curva de transição entre as curvas de relação para microsulcamento e microcorte, fato esse devido ao comportamento obtido quando realiza-se tratamento térmico no material (verificar Figura 28).

Figura 29 – Perda de massa por abrasão à baixa tensão versus dureza.



Fonte: Mutton (1979).

Figura 30 – Gráfico esquemático mostrando os mecanismos de desgaste abrasivo associados com as variações características da resistência à abrasão.



Fonte: Murray et al (1982).

3.5.4 Efeito dos constituintes microestruturais

3.5.4.1 Dureza dos carbonetos

Corrêa (2005) afirma que, dentre os constituintes microestruturais, os carbonetos duros desempenham um papel fundamental na melhoria da resistência ao desgaste. Conforme verificado no capítulo 3.2, a dureza desses carbonetos depende basicamente de sua estrutura cristalina, dos elementos de liga, suas concentrações e as direções do cristal. Em geral, a dureza desses carbonetos é de, pelo menos, três ou quatro vezes a dureza dos compostos intermetálicos (GAHR, 1980).

Entretanto, embora seja aceito que a resistência ao desgaste aumente com a dureza das partículas de carboneto, estudos experimentais indicam que tal propriedade se relaciona melhor com a diferença entre a dureza do material e a do abrasivo. Em geral, se o abrasivo é mais mole que os carbonetos, não haverá microtrincamento desses microconstituintes o que resultará em uma boa resistência ao desgaste. Por outro lado, caso o abrasivo utilizado seja mais duro que os carbonetos, pode ocorrer o microtrincamento desses carbonetos, o que irá propiciar o seu lascamento e remoção da matriz, reduzindo, portanto, a resistência ao desgaste do material (CORRÊA, 2005).

3.5.4.2 Tamanho do carboneto

Sabe-se que a resistência ao desgaste abrasivo também é dependente do tamanho do carboneto. Estudos desenvolvidos por Junyi et al (1987), Shetty et al (1982) e Desai et al (1984) mostraram que carbonetos finos não são resistentes aos abrasivos e que a resistência ao desgaste decresce com a deformação desses microconstituintes de pouca espessura. Por outro lado, os mesmos autores também observaram, durante testes de desgaste com roda de borracha, o lascamento de carbonetos mais espessos, o que resultou na redução da capacidade desses carbonetos de proteger a matriz do desgaste. Portanto, foi sugerido que há um tamanho ótimo de carboneto acima do qual não há deformação dos mesmos e abaixo do qual há uma menor tendência ao lascamento.

Uma vez que o tamanho do carboneto influencia diretamente a resistência ao desgaste, tem-se que a taxa de resfriamento afeta indiretamente essa propriedade abrasiva. Kortelev et al (1970) examinaram as alterações microestruturais provenientes de tratamentos com diferentes taxas de resfriamento, onde verificaram um aumento na resistência ao desgaste abrasivo na

ordem de 30-35% devido ao aumento da taxa de resfriamento de 10°C/s para 28,9°C/s. Através de análises metalográficas os autores observaram que, para a taxa de 10°C/s, a área dos carbonetos ficou em torno de 2500 μm^2 enquanto que, para a taxa de 28,9°C/s, a maioria dos carbonetos possuía área em torno de 625 μm^2 .

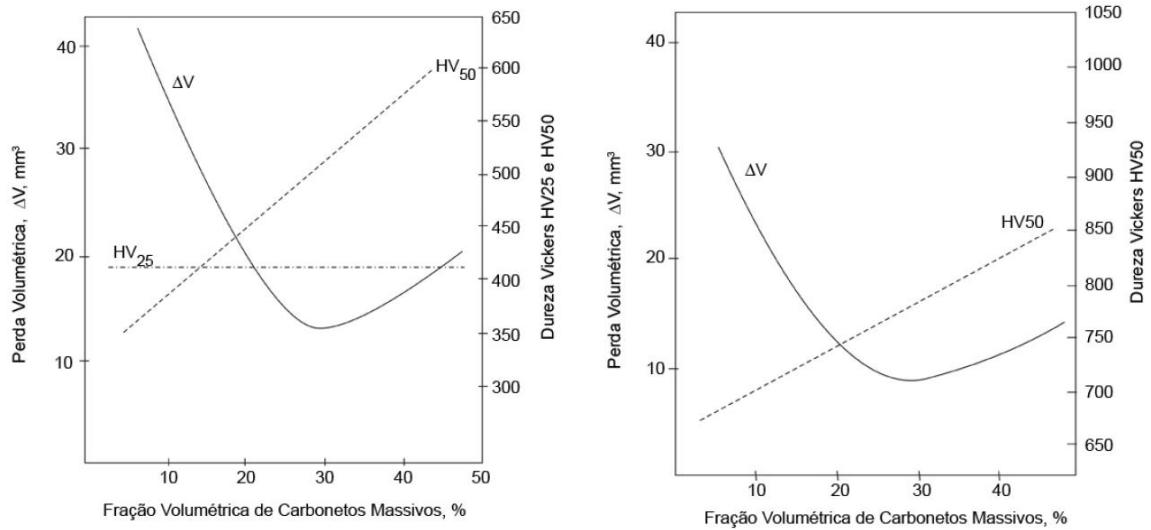
3.5.4.3 Fração volumétrica de carbonetos

Gahr (1980), em sua pesquisa sobre desgaste em ferros fundidos brancos, verificou o comportamento da fração volumétrica de carbonetos com a dureza da liga e com a resistência ao desgaste, tendo o desgaste sido realizado através de ensaio roda de borracha. Na Figura 31-a a liga é predominantemente austenítica enquanto que na Figura 31-b é martensítica. Foi observado que a perda por desgaste abrasivo diminuiu até cerca de 30% de volume de carbonetos e, acima deste valor, há um aumento na perda por desgaste, comportamento este verificado em ambas estruturas, o que indica a existência de uma fração ótima de carbonetos que produz maior resistência ao desgaste.

Comportamento similar obtiveram Fulcher et al (1983) e Heinz (1987), que explicaram a existência de uma fração ótima como sendo devido a relação entre dureza do carboneto e do abrasivo utilizado, o que gera diferentes micromecanismos de corte. Quando o abrasivo utilizado possui uma dureza similar ou maior que a do carboneto de cromo (Figura 32-b), a tendência é que haja desgaste por microcorte, tanto da matriz quanto dos carbonetos eutéticos. Sendo assim, a perda de material é reduzida pelo aumento da quantidade de carbonetos que são cortados ao longo do processo. Entretanto, quando o abrasivo utilizado possui uma dureza inferior ao carboneto e superior à da matriz metálica (Figura 32-a), acontecem mecanismos de desgaste diferentes para teores abaixo e acima de 30% de carbonetos eutéticos; para teores crescentes de carbonetos, até 30% em volume, os riscos são por microcorte e microsulcamento na matriz, o que provoca a remoção dos carbonetos sem que haja riscamento ou corte dos mesmos. Isto acontece pois a remoção da matriz ao redor do carboneto atinge um estágio tal que o carboneto perde suporte, fraturando-se e destacando-se da mesma. Sendo assim, o aumento da quantidade de carbonetos tende a diminuir a quantidade da matriz metálica (espaço entre os carbonetos), dificultando o sulcamento desta pelo abrasivo, o que resulta em aumento da resistência a abrasão. Para frações volumétricas de carbonetos acima de 30%, a liga passa a ser hipereutética, tendo carbonetos primários de maior tamanho. Estes carbonetos primários

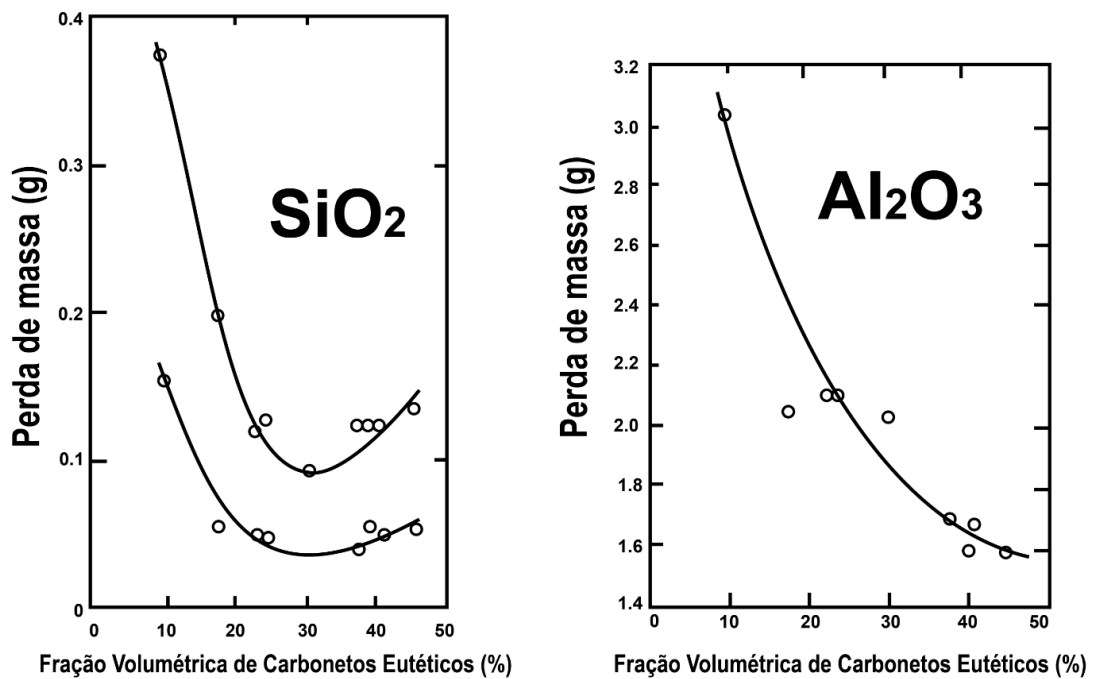
geralmente sofrem fraturas e lascamentos, resultando em uma maior exposição da matriz metálica e, conseqüentemente, em uma queda da resistência à abrasão (CUBILLOS, 2005).

Figura 31 – Perda volumétrica por desgaste abrasivo (ensaio roda de borracha) e dureza de ferros como uma função do volume de carbonetos massivos. (a) Matriz austenítica. (b) Matriz martensítica.



Fonte: Gahr (1980).

Figura 32 – Ensaio de desgaste norma ASTM G65 para ferro fundido branco de alto cromo. (a) Sílica usado como abrasivo. (b) Alumina usado como abrasivo.



Fonte: Cubillos (2005).

3.5.4.4 Espaçamento entre os carbonetos

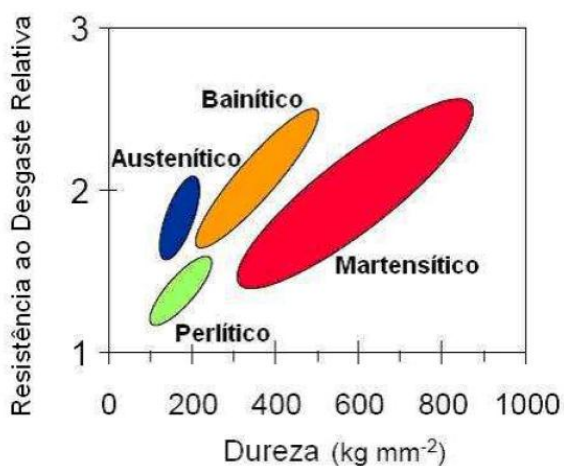
Um outro fator que afeta a resistência ao desgaste é o espaçamento entre os carbonetos. Gahr (1979), em seu estudo sobre o efeito das microestruturas sobre o desgaste abrasivo, observou uma dependência da taxa de abrasão e da dureza com relação ao livre caminho médio entre os carbonetos. O autor afirma que essa relação é inversamente proporcional, ou seja, quanto menor o livre caminho, maior é a resistência ao desgaste (menor a taxa de abrasão). Essa conclusão também é compartilhada por Mello et al (1986), que observaram que a redução do espaçamento entre carbonetos causa uma diminuição da deformação da matriz, o que também contribui para o aumento da resistência ao desgaste. O espaçamento entre carbonetos é da ordem de 50 μ m, enquanto que as partículas abrasivas têm, em geral, aproximadamente 250 μ m de diâmetro. Sendo assim, as partículas do abrasivo não penetram na matriz devido ao pequeno espaço da região eutética que contém os carbonetos.

Entretanto é necessário cuidado ao reduzir o espaçamento entre carbonetos pois, como comentado no item 3.5.5.2, uma dispersão muito fina de carbonetos é indesejável devido a maior facilidade de remoção dos mesmos.

3.5.4.5 Microestrutura da matriz

A microestrutura da matriz possui grande influência sobre a resistência ao desgaste. Corrêa (2005) afirma que tal resistência aumenta progressivamente da ferrita para a perlita, bainita e martensita, conforme indicado na Figura 33.

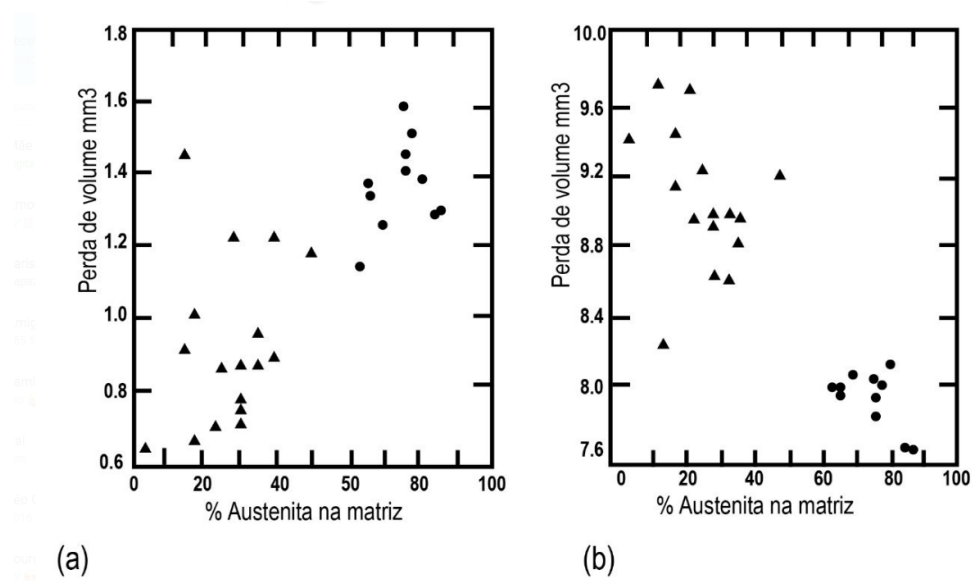
Figura 33 – Desgaste abrasivo em função da dureza dos microconstituintes.



Fonte: Corrêa (2005).

Gahr (1988), por sua vez, verificou a influência do uso de diferentes abrasivos em matrizes com teores crescentes de austenita (o restante sendo martensita) em ensaios de pino sobre disco. Foi constatado que, para abrasivos com menor dureza (sílica - 1200 HV), o aumento da austenita retida aumenta o desgaste (Figura 34-a). Comportamento inverso foi observado com o uso de abrasivos mais severos (SiC – 2500 HV), Figura 34-b, onde o aumento de percentual de austenita na matriz reduziu a perda de volume das amostras.

Figura 34 – Perda de volume no ensaio de desgaste pino sobre disco versus percentual de austenita na matriz para o uso de diferentes abrasivos: (a) sílica (b) SiC.

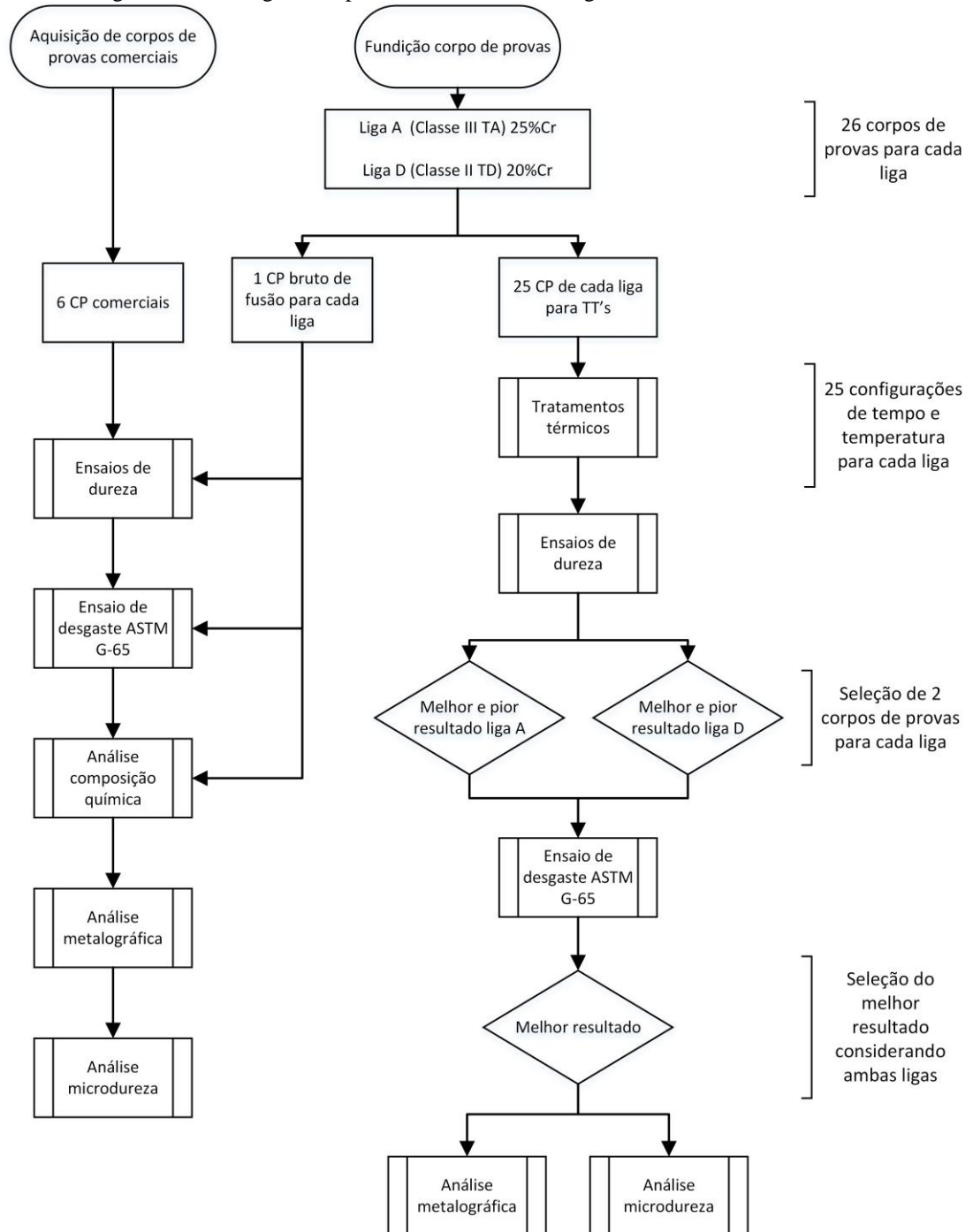


Fonte: Gahr (1988).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho foram estudadas duas ligas de ferro fundido branco da norma ASTM A-532 (com diferentes teores de cromo) bem como seis amostras de diferentes fundições nacionais. A metodologia adotada para os procedimentos experimentais está descrita na Figura 35.

Figura 35 – Fluxograma representativo da metodologia de ensaios utilizada.



Fonte: autor

Portanto, conforme demonstrado, tem-se que este trabalho foi dividido em duas principais linhas de pesquisa, a saber:

- 1º) Realização de avaliações mecânicas e metalúrgicas para todas amostras comerciais e para os CP's brutos de fusão das duas ligas “fabricadas” (ligas fundidas para estudos dessa dissertação).
- 2º) Aplicação de diferentes tratamentos térmicos de desestabilização da austenita com posterior avaliação da influência do teor de cromo e do tempo e temperatura de patamar na dureza dos CP's fundidos. Para esta linha de pesquisa, ensaios mecânicos e metalúrgicos mais específicos foram realizados apenas para algumas amostras selecionadas com base em ensaios pré-determinados (dureza e desgaste).

A realização de todos ensaios citados tornou possível a avaliação dos seguintes tópicos:

- 1º) Relação entre tempo de patamar do tratamento térmico de desestabilização da austenita e a dureza da liga;
- 2º) Relação entre temperatura de patamar do tratamento térmico de desestabilização da austenita e a dureza da liga;
- 3º) Relação entre teor de cromo da liga e dureza da mesma;
- 4º) Relação entre dureza da liga e a taxa de desgaste abrasivo;
- 5º) Relação entre tipo e quantidade de carbonetos com a taxa de desgaste abrasivo;
- 6º) Ganho de dureza e de resistência ao desgaste devido à aplicação de tratamento térmico otimizado com relação ao tempo e temperatura de patamar em comparação com a liga no estado bruto de fusão;
- 7º) Comparação das propriedades mecânicas e metalúrgicas das ligas comerciais com relação às ligas com tratamento térmico otimizado.

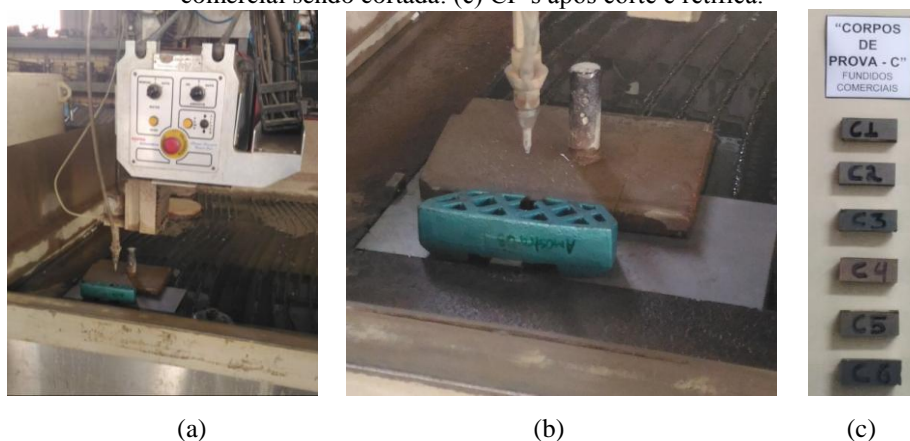
4.1 MATERIAIS UTILIZADOS

4.1.1 Fundidos comerciais

As amostras de ferros fundidos denominadas “comerciais” foram adquiridas em diversas fundições do território nacional e são as mesmas utilizadas em processos de mistura de agregados no âmbito da fabricação de massa asfáltica.

Para extração dos CP's necessários para os ensaios, as seis amostras consideradas foram cortadas através de jato d'água (Figura 36-a e Figura 36-b) e posteriormente tiveram suas faces retificadas para obtenção de uma superfície plana e homogênea (Figura 36-c). Por serem ligas ofertadas diretamente aos clientes finais, tais peças não passaram, neste trabalho, por nenhum tipo de tratamento térmico. Não significando, entretanto, que as mesmas não tenham sido tratadas na sua fundição de origem.

Figura 36 – (a) Processo de corte por jato d'água utilizado para obtenção dos CP's comerciais. (b) Amostra comercial sendo cortada. (c) CP's após corte e retifica.

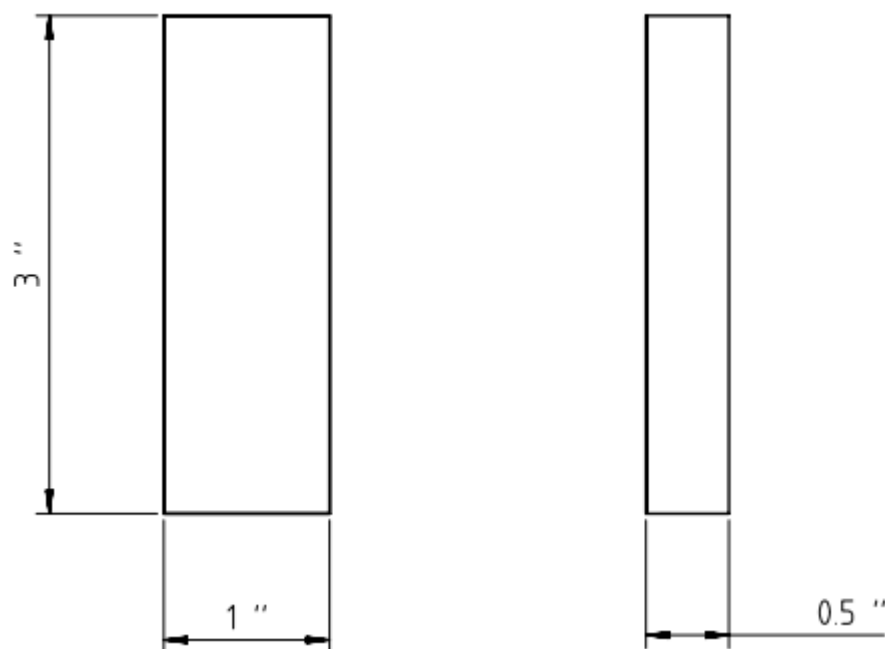


Fonte: autor

4.1.2 Fundidos fabricados

Para a realização de tratamentos térmicos com diferentes tempos e temperaturas de patamar, foram fundidos cinquenta e dois corpos de provas nas dimensões indicadas pela norma ASTM G-65, conforme indicado na Figura 37. A fundição foi realizada por uma empresa de fundição em um forno elétrico de indução com potência de 175 kw/h e capacidade para 300kg de metal líquido (Figura 38). Do total das peças fabricadas metade (vinte e seis corpos de provas) foram fundidos para atender a liga ASTM A-532 classe III tipo A, contendo 25%Cr (Figura 39-a) e a outra metade para atender a liga ASTM A-532 classe II tipo D, com 20% Cr (Figura 39-b). Após a fundição das peças, nenhum tratamento térmico foi aplicado às mesmas, objetivando dessa forma com que as microestruturas obtidas nos tratamentos térmicos posteriores pudessem estar isentas de quaisquer alterações microestruturais prévias. Além disso todas as peças fabricadas, após o devido tratamento térmico, tiveram a superfície das duas faces de maior dimensão retificadas até a obtenção de uma superfície lisa, isenta de irregularidades, sendo que tal processo retirou, em média, 2 mm de espessura das amostras.

Figura 37 – Dimensão dos corpos de provas fundidos nas duas diferentes ligas da norma ASTM A532.



Fonte: autor

Figura 38 – Forno elétrico de indução utilizado para fabricação dos corpos de provas.



Fonte: autor

Figura 39 – Corpos de provas das duas diferentes ligas no estado bruto de fusão: (a) CP's com liga ASTM A532 classe III – tipo A. (b) CP's com liga ASTM A532 classe II – tipo D.

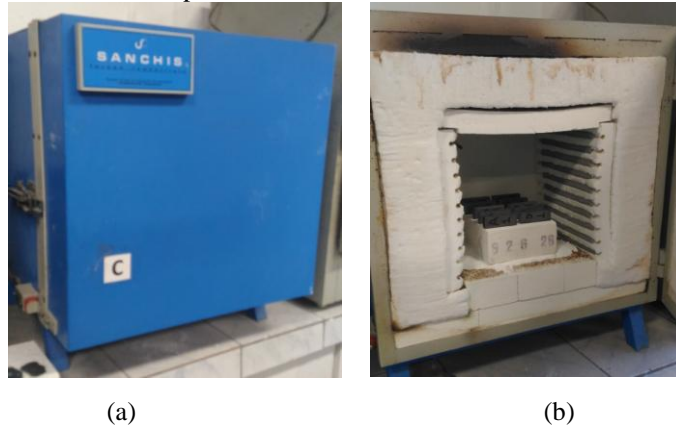


Fonte: autor

4.2 TRATAMENTO TÉRMICO

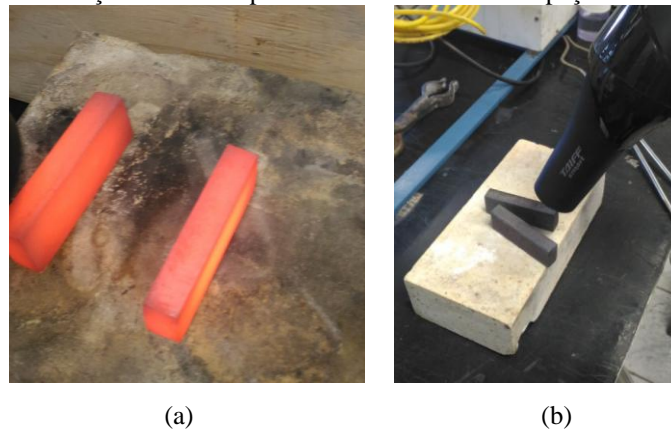
Os tratamentos térmicos aplicados nos CP's das ligas A e D foram realizados em um forno comercial da marca SANCHIS (Figura 40-a), sendo para tanto utilizados dez CP's (cinco de cada liga) para cada temperatura de patamar (Figura 40-b) onde, à cada intervalo pré-determinado de tempo de tratamento, duas peças eram retiradas (uma de cada liga, Figura 41-a) e posteriormente resfriadas através de ar-forçado (Figura 41-b) conforme curva de tempo-temperatura demonstrada na Figura 42. A nomenclatura utilizada para cada configuração de tempo e temperatura está descrita na Tabela 4. Com relação ao resfriamento das amostras bem como à aquisição das temperaturas, foi utilizado um ventilador centrifugo sendo portanto aplicado um processo de ar-forçado enquanto as temperaturas foram monitoradas com o auxílio de um sensor infravermelho de alta temperatura da marca Fluke modelo 572-2. A taxa de aquisição das temperaturas foi de 2 medições por minuto até 5 minutos de resfriamento e de 1 medição por minuto até 12 minutos, tempo suficiente para obtenção da temperatura ambiente em todas amostras consideradas.

Figura 40 – (a) Forno utilizado para tratamento térmico dos corpos de provas. (b) Dez corpos de provas posicionados no interior do forno para início do tratamento térmico de desestabilização da austenita.



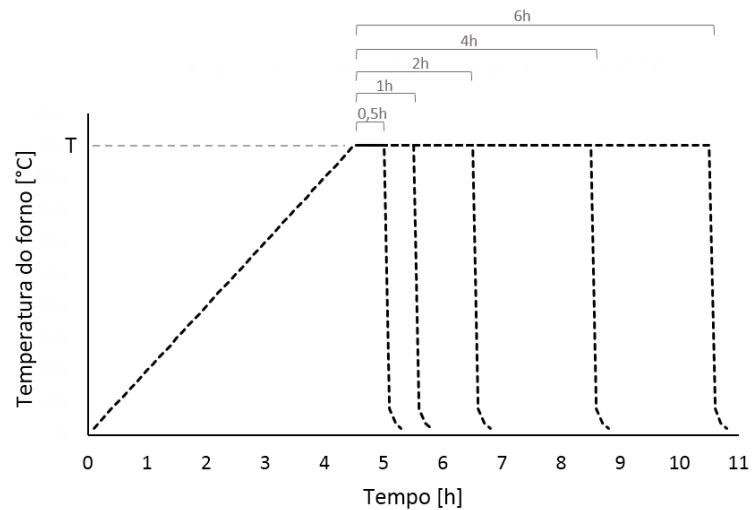
Fonte: autor

Figura 41 – (a) Corpos de provas retirados do forno após tratamento térmico. (b) Processo de resfriamento por ar-forçado utilizado para tratar termicamente as peças fabricadas.



Fonte: autor

Figura 42 – Gráfico indicando a metodologia de retirada das amostras de dentro do forno para determinada temperatura de patamar “T” de tratamento térmico.



Fonte: autor

Tabela 4 – Nomenclatura utilizada para tratamento térmico dos CP's.

Temperatura de austenitização	Taxa de aquecimento	1° retirada (30 min)		2° retirada (1 hora)		3° retirada (2 horas)		4° retirada (4 horas)		5° retirada (6 horas)	
[°C]	[°C/h]	Tipo A	Tipo D	Tipo A	Tipo D	Tipo A	Tipo D	Tipo A	Tipo D	Tipo A	Tipo D
900	200	A1	D1	A6	D6	A11	D11	A16	D16	A21	D21
950	200	A2	D2	A7	D7	A12	D12	A17	D17	A22	D22
1000	200	A3	D3	A8	D8	A13	D13	A18	D18	A23	D23
1050	200	A4	D4	A9	D9	A14	D14	A19	D19	A24	D24
1100	200	A5	D5	A10	D10	A15	D15	A20	D20	A25	D25

Fonte: autor

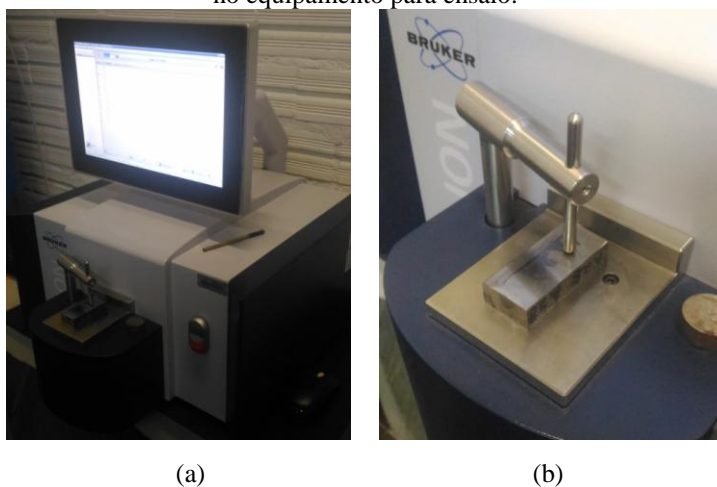
4.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA

Para a realização da caracterização mecânica e metalúrgica das amostras consideradas nesse trabalho (tantos comerciais como fabricadas), optou-se pela realização do processo de retifica das faces a serem analisadas, fato esse que permitiu com que não houvesse influência da rugosidade nos ensaios de desgaste bem como favoreceu a obtenção de resultados mais fidedignos nas medições de dureza superficial e análise química.

4.3.1 Análise química

As análises químicas das amostras comerciais e fabricadas foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica com fonte de centelha da marca Bruker, modelo Q2 ION (Figura 43-a). Para cada amostra três medições foram realizadas em pontos distintos de uma mesma face (Figura 43-b), sendo o resultado final obtido através da média aritmética de todos valores mensurados.

Figura 43 – (a) Espectrômetro de emissão óptica utilizado para ensaios de análise química. (b) CP posicionado no equipamento para ensaio.



Fonte: autor

4.3.2 Ensaio de dureza

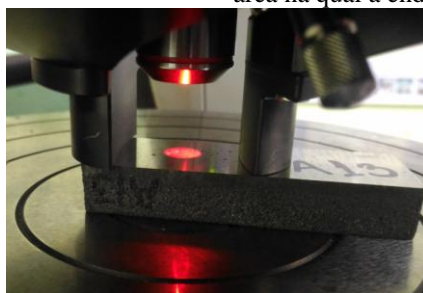
Para as medições de durezas da liga foi utilizado um durômetro de bancada com visor digital da marca DuraVision (Figura 44). Os ensaios consideraram o método Rockwell C, contemplando a aplicação de uma pré-carga de 10kgf e uma carga de 150kgf. Para cada CP foram realizadas cinco medições de dureza (Figura 45-a), sempre em pontos sem a presença de irregularidades superficiais (Figura 45-b), o que permitiu a obtenção da dureza final da liga através das médias de todas medições realizadas para a referida peça.

Figura 44 – Durômetro utilizado para medição de durezas Rockwell C.

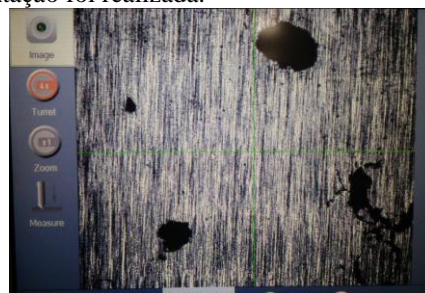


Fonte: autor

Figura 45 – (a) CP posicionado no equipamento para ensaio de dureza. (b) Visor digital do Durômetro indicando área na qual a endentação foi realizada.



(a)



(b)

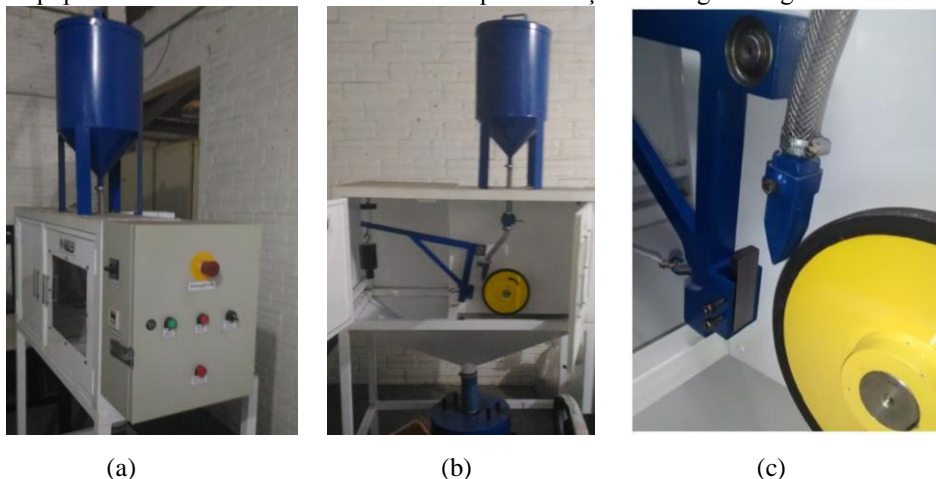
Fonte: autor

4.3.3 Ensaio de desgaste

O ensaio de desgaste abrasivo utilizado nesse estudo foi o do tipo “Roda de borracha” (Figura 46-a e Figura 46-b), cuja padronização é dada pela norma ASTM G-65. Nesse ensaio a amostra plana é colocada na vertical, tangenciando a roda revestida de borracha (Figura 46-c).

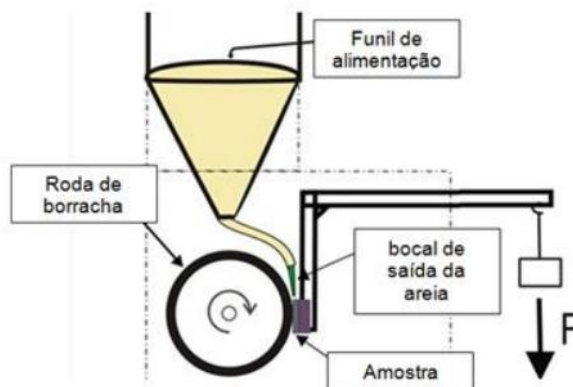
Sobre o corpo de prova é aplicada uma carga normal, através do uso de um sistema de peso e braço de alavanca, conforme descrito na Figura 47.

Figura 46 – Equipamento “Roda de borracha” utilizado para medição de desgaste segundo a norma ASTM G65.



Fonte: autor

Figura 47 – Desenho esquemático evidenciando o funcionamento do equipamento “Roda de borracha”.



Fonte: Marques et al. (2016)

Para os ensaios realizados nesta dissertação, uma vez que os materiais utilizados possuem elevada dureza e alta resistência mecânica, optou-se pela utilização do procedimento A indicado na norma, que determina a aplicação de 6000 rotações e 130N de força.

Para cada CP (tanto comercial quanto fabricado) foram realizados três ensaios; um em cada face das amostras (faces essas que estavam retificadas). Após as duas maiores faces de cada amostra estarem ensaiadas, os CP's foram encaminhados novamente para retifica, possibilitando dessa forma a realização da terceira medição em uma das faces. Para cada medição as amostras foram pesadas antes e depois do ensaio, utilizando-se para tanto uma balança analítica com precisão de 0,1mg (Figura 48), possibilitando dessa forma a obtenção da

massa perdida devido a abrasão propiciada pelo sistema tribológico formado por roda de borracha, areia e corpo de prova.

Figura 48 – Balança analítica utilizada para medição da massa das amostras antes e depois dos ensaios de desgaste.



Fonte: autor

Com relação ao abrasivo aplicado nos ensaios, utilizou-se a areia INCAST 50, que possui 99,67% de SiO_2 bem como as propriedades indicadas na Tabela 5. Antes de sua utilização, tal areia passou por duas etapas de preparação, são elas: secagem e peneiramento. A secagem é necessária para a retirada da umidade e foi realizada em uma estufa com temperatura de 110°C por 1 hora. O peneiramento, por sua vez, garante a uniformidade dos grãos, sendo que a norma ASTM G65 determina que se utilize apenas a areia retida entre as peneiras de malha 100 e 40. Portanto, para garantir a correta granulometria do abrasivo a ser utilizado nos ensaios, peneirou-se toda a areia com o auxílio do peneirador automático demonstrado na Figura 49.

Tabela 5 – Propriedades da areia INCAST 50 utilizada como abrasivo.

Propriedade	Valor
Módulo de finura	47,53
Concentração	92,02%
Finos	0%
pH	6,93
Argila	0,16%
Umidade	0,09%
Permeabilidade	127

Fonte: autor

Figura 49 – Peneirador utilizado para o processo de peneiramento da areia utilizada como abrasivo.

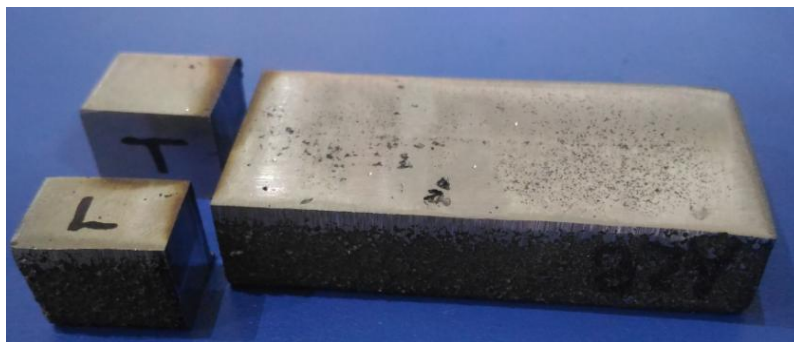


Fonte: autor

4.3.4 Análise metalográfica

A preparação das amostras para análise metalográfica seguiu as indicações contidas na NBR 13284 (Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica) e iniciou com a definição de duas regiões de interesse para as análises de cada CP, são elas: seção transversal e seção longitudinal (Figura 50-a), que foram obtidas através de corte com a máquina Discotom-100, da fabricante Struer (Figura 50-b).

Figura 50 – (a) Máquina de corte utilizada para extração das amostras a serem embutidas para as análises metalográficas. (b) Posicionamento das seções longitudinais e transversais dos CP's.



(a)



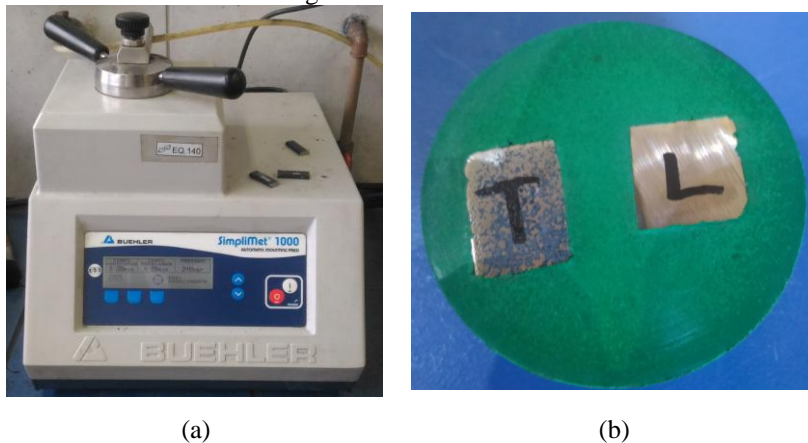
(b)

Fonte: autor

Após o corte as amostras foram embutidas em resina com o auxílio da embutidora Simplmet 1000, da fabricante Buehler (Figura 51-a e Figura 51-b) bem como tiveram suas superfícies lixadas com lixas das seguintes granulometrias: 80, 120, 220, 400, 600 e 1200. Posteriormente as amostras foram polidas em máquina politriz até a obtenção de uma superfície com aspecto espelhado e sem riscos na superfície.

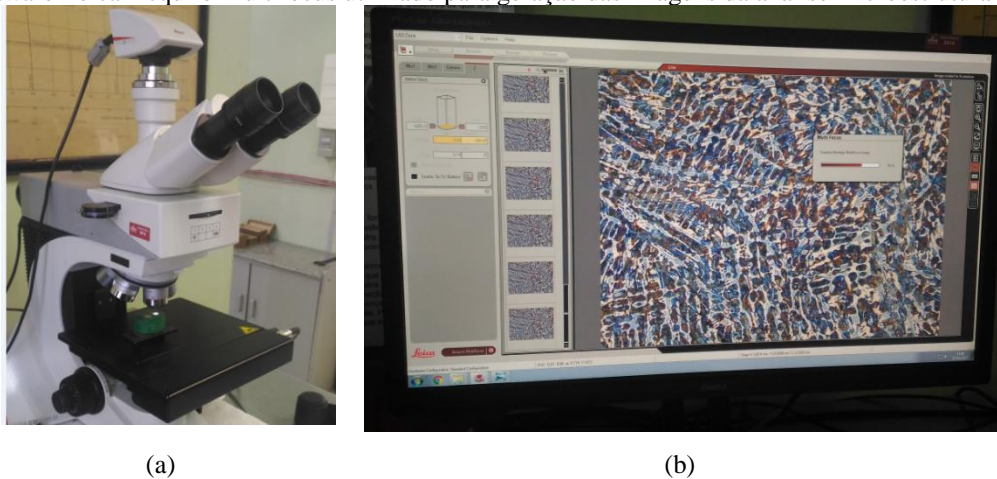
Para revelação da microestrutura as amostras foram atacadas com diferentes reagentes químicos (Nital 2% e Villela⁵) e tiveram sua microestrutura analisadas com auxílio do microscópio DM 2700M da fabricante Leica (Figura 52-a e Figura 52-b).

Figura 51 – (a) Embutidora Simplmet 1000 utilizado para embutimento das amostras. (b) Amostras transversal e longitudinal embutidas.



Fonte: autor

Figura 52 – (a) Microscópio ótico DM 2700M utilizado para verificação da microestrutura dos CP's. (b) Software Leica Acquire Multifocus utilizado para geração das imagens da análise microestrutural.



Fonte: autor

4.3.5 Análise de microdureza

Para verificação das microdurezas das fases das microestruturas de cada CP, utilizou-se o microdurômetro indicado na Figura 53-a e na Figura 53-b. Para cada peça foram analisadas as durezas na fase metálica e nos carbonetos, sendo que, para cada uma dessas fases, cinco endentações foram realizadas, o que permitiu a obtenção de um valor médio de dureza para

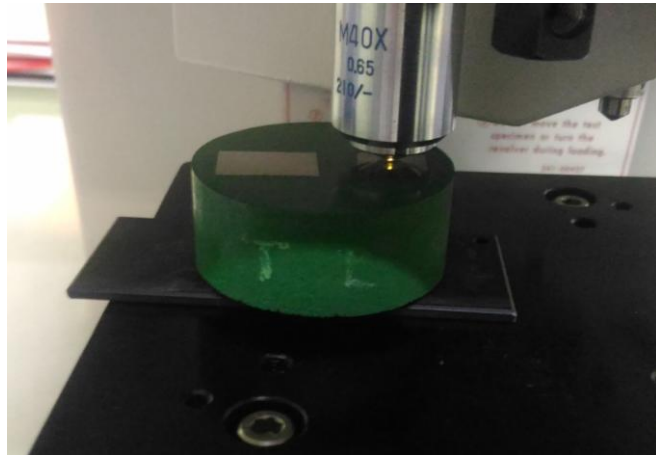
⁵ 5 ml HCl – 1gr Ácido Pícrico – 100 ml etanol

cada microconstituente considerado. Todos ensaios foram realizados com uma carga de 0,5 kg e um tempo de aplicação de 10 segundos.

Figura 53 – (a) Microdurometro utilizado. (b) Amostra embutida durante processo de análise das microdurezas.



(a)



(b)

Fonte: autor

4.3.6 Análise por microscopia eletrônica de varredura

Para fins de verificação dos micromecanismos de desgaste atuantes bem como das trilhas de desgaste formadas durante os ensaios de abrasão, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss EVO MA 10 (Figura 54).

Figura 54 – Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO MA10.



Fonte: autor

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

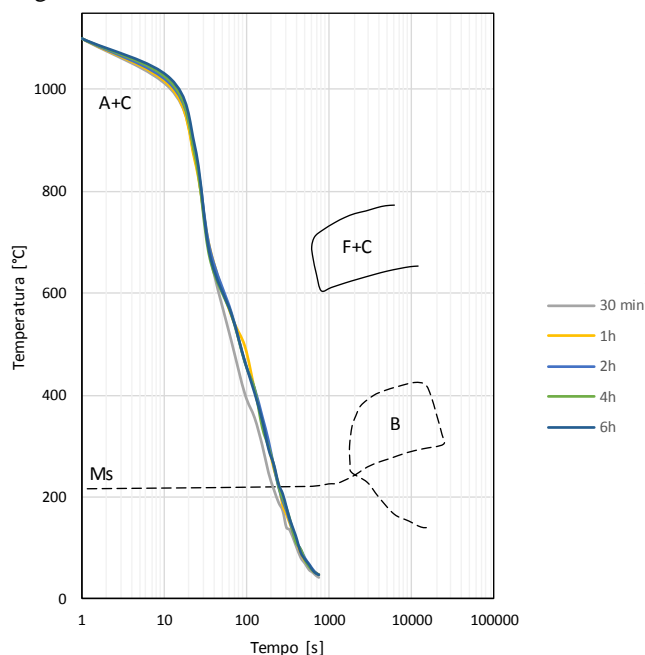
A metodologia de ensaios proposta nesse trabalho (Figura 35) previa a realização de duas etapas de ensaios distintas, a saber: ensaios para CP's comerciais e ensaios para CP's fabricados. Uma vez que, para cada etapa, os tipos de ensaios definidos são os mesmos, faz-se nesse capítulo uma comparação geral dos resultados, considerando tanto as peças fabricadas como fundidas. Dessa forma, é possível avaliar e correlacionar as propriedades mecânicas e metalúrgicas de peças fundidas oferecidas por fundições nacionais com peças fundidas em laboratório (de maneira a otimizar o tratamento térmico de desestabilização da austenita), aqui chamadas de peças fabricadas.

5.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Considerando as medições de temperaturas realizadas com o sensor infravermelho bem como os diagramas CCT's indicados por Voort (2007) foi possível determinar as curvas de resfriamento de todos CP's aqui analisados, conforme demonstrado nas

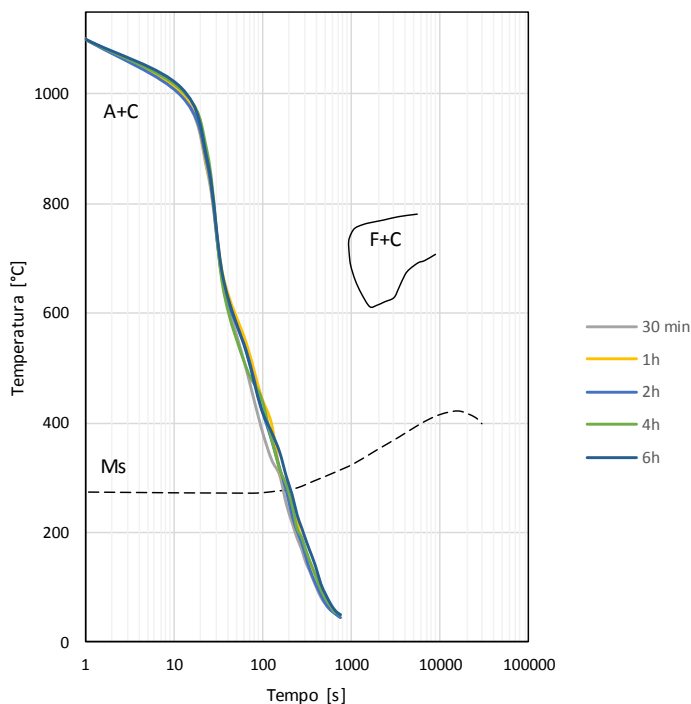
Figura 55 e Figura 56 para a temperatura de patamar de 1100°C e, para as demais temperaturas, nas figuras do APÊNDICE A.

Figura 55 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1100°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20,10% Cr e 3,51%C.



Fonte: autor

Figura 56 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1100°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.



Fonte: autor

Portanto, a taxa média de resfriamento aplicada propiciou que, em nenhum dos tratamentos realizados, a curva de resfriamento tenha tocado o nariz de formação perlítica, fato esse indicativo de que a microestrutura formada na fase metálica é composta majoritariamente por martensita.

5.2 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise da composição química dos CP's (Tabela 6) permite o enquadramento das amostras nas diferentes classes e tipos da norma ASTM A-532. Portanto, considerando os valores contidos na Tabela 1 da seção 3.1.2, é possível realizar as avaliações contidas nas tabelas do APÊNDICE B, que indicam as classificações demonstradas na Tabela 7.

Outra avaliação passível de se realizar com o conhecimento da composição química de cada liga é com relação à verificação do local das mesmas na superfície líquidos do diagrama ternário Fe-C-Cr (conforme apresentado na seção 3.1.3). Fazendo essa avaliação, obtém-se o gráfico da Figura 57, que indica que todas as ligas aqui analisadas são ligas de ferro fundido branco hipoeutéticas (com a austenita sendo a primeira fase a se solidificar) à exceção da liga comercial C3, que se apresenta como hipereutética (com o carboneto M_7C_3 sendo a primeira fase a se solidificar).

Tabela 6 – Composição química dos CP's comerciais e fabricados.

ELEMENTO QUIMICO	AMOSTRA							
	Liga A	Liga D	C1	C2	C3	C4	C5	C6
C	2,868	3,286	2,918	2,908	3,291	3,072	3,31	2,853
Si	1,27	1,107	2,377	0,959	0,622	2,073	1,628	0,911
Mn	0,579	0,692	0,787	0,765	0,699	0,713	0,663	0,937
P	0,018	0,013	0,021	0,012	0,012	0,034	0,032	0,015
S	0,021	0,02	0,094	0,018	0,014	0,029	0,152	0,018
Cr	24,07	19,6	1,267	19,94	27,12	1,598	4,866	20,35
Mo	0,419	0,603	0,054	0,096	0,096	0,012	0,041	0,112
Ni	0,872	0,767	0,295	1,137	0,275	0,057	0,168	0,536
Cu	0,088	0,08	0,341	0,122	0,022	0,096	0,126	0,167
Al	0,0088	0,015	0,034	0,03	0,0062	0,0054	<0,05	0,0065
Co	0,084	0,058	0,013	0,054	0,037	0,0077	0,02	0,04
Mg	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Nb	0,056	0,069	<0,005	0,053	0,029	<0,005	0,009	0,043
Ti	0,013	0,0094	0,0083	0,013	0,0097	0,016	0,01	0,013
V	0,124	0,132	0,0064	0,053	0,051	0,0091	0,015	0,05
W	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1
Fe	69,47	73,52	91,73	73,79	67,7	92,27	88,91	73,91
Sn	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0	0	0	0	0	0	0	0

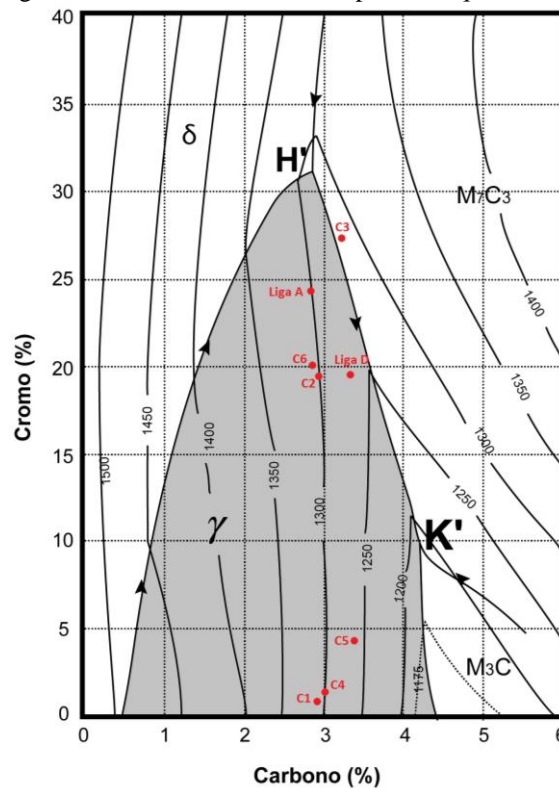
Fonte: autor

Tabela 7 – Classificação dos CP's comerciais e fabricados segundo a norma ASTM-A532.

Amostra	Classificação segundo a norma ASTM A-532
Liga A	Classe III - Tipo A
Liga D	Classe II - Tipo D
C1	Classe I - Tipo C
C2	Classe II - Tipo D
C3	Classe III - Tipo A
C4	Classe I - Tipo C
C5	Não atende à norma
C6	Classe II - Tipo D

Fonte: autor

Figura 57 – Posição das ligas fundidas e comerciais na superfície *liquidus* do diagrama ternário Fe-C-Cr.



Fonte: autor

5.3 ENSAIOS DE DUREZA

Neste estudo as amostras fabricadas foram submetidas a tratamentos térmicos em diversas configurações de tempo e temperatura, conforme descrito no capítulo 4.2. Dessa forma a análise do resultado de dureza é realizada tanto para a relação “Dureza x Temperatura de desestabilização” quanto para a relação “Dureza x Tempo de desestabilização”. Além disso, outro fator preponderante na definição da dureza e, portanto, de interesse do estudo aqui realizado, é o teor de cromo da liga. Nesse sentido, as análises também foram divididas entre gráficos para a liga A (Figura 58 e Figura 60) e gráficos para a liga D (Figura 59 e Figura 61).

5.3.1 Influência da temperatura de desestabilização

Com relação à influência da temperatura de austenitização na dureza das amostras tratadas termicamente verifica-se, através das Figura 58 e Figura 59, que o comportamento presente para ambas amostras é o da existência de um incremento inicial com o aumento da temperatura de patamar, obtenção de uma dureza máxima e, posteriormente, redução dos valores de dureza medidos. Esse comportamento foi o mesmo verificado por autores como

Trabet e Sare (1997), Bedolla (2003) e Cubillos (2005). Conforme abordado na seção 3.4.3, a existência de um pico de dureza quando da variação da temperatura de desestabilização ocorre devido à existência de dois fenômenos opostos entre si:

- **Fenômeno 1:** o aumento da temperatura de desestabilização propicia maior solubilidade do carbono na austenita (verificar Figura 13) e, conseqüentemente, reduz a temperatura M_s , propiciando a existência de maior quantidade de austenita retida o que implica em menor dureza;
- **Fenômenos 2:** quanto maior o patamar de austenitização, maior será a quantidade de carbono dissolvido na austenita e, conseqüentemente, a martensita que vira a se formar terá uma dureza maior.

Figura 58 – Variação da dureza em função da temperatura de patamar para as amostras da liga A.

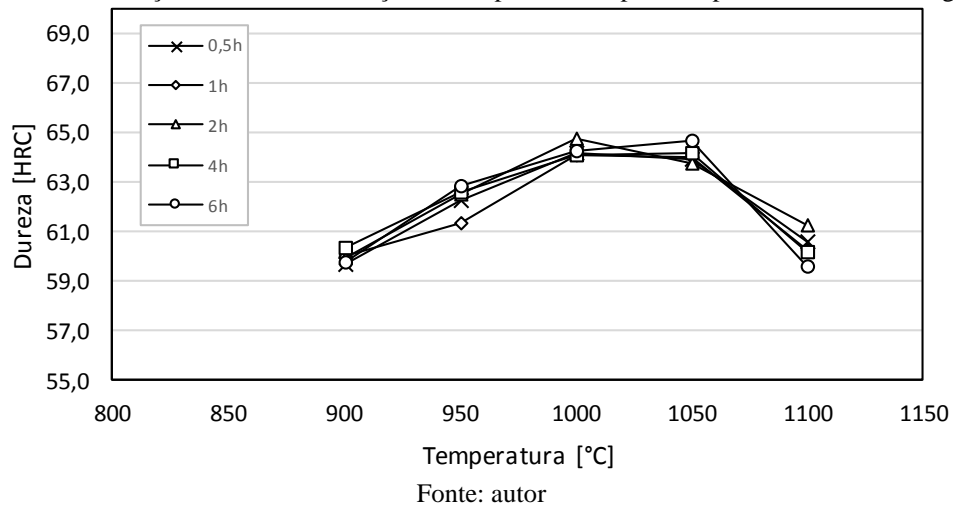
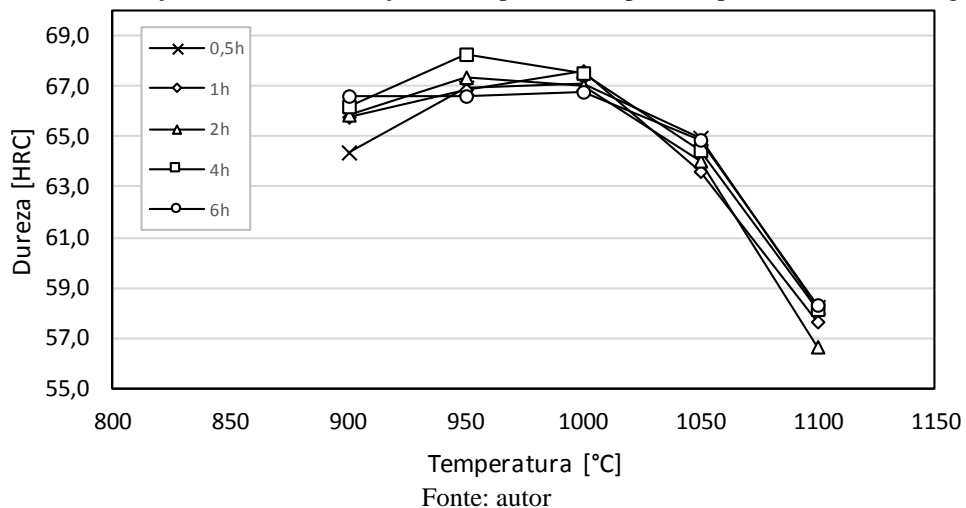


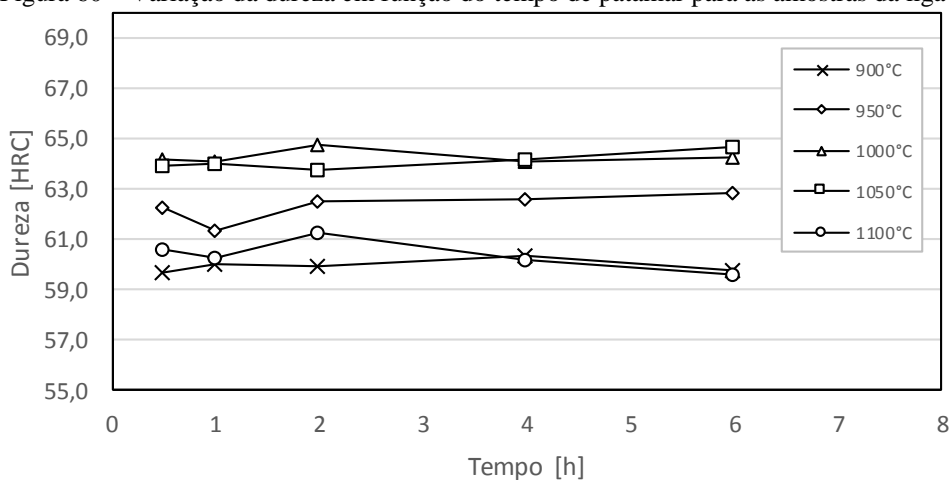
Figura 59 – Variação da dureza em função da temperatura de patamar para as amostras da liga D.



5.3.2 Influência do tempo de desestabilização

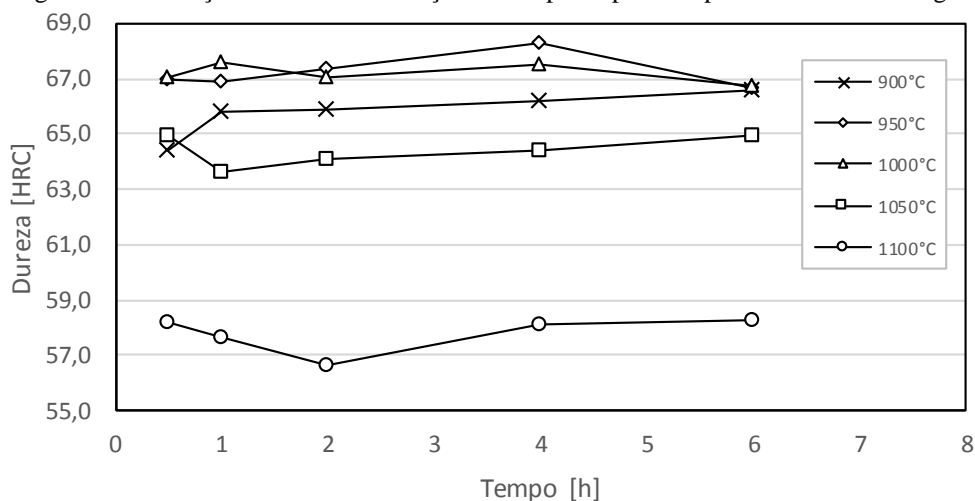
Os gráficos das Figura 60 e Figura 61 relacionam a dureza versus o tempo de desestabilização. Diferentemente do obtido por Bedolla (2003) (verificar Figura 18 do capítulo 3.4.2), os resultados de dureza, tanto para a liga A quanto para a liga D, não apresentaram variações significativas com o aumento de tempo de patamar de tratamento térmico; a maior diferença encontrada foi inferior à 4% (verificar Tabela 8).

Figura 60 – Variação da dureza em função do tempo de patamar para as amostras da liga A.



Fonte: autor

Figura 61 – Variação da dureza em função do tempo de patamar para as amostras da liga D.



Fonte: autor

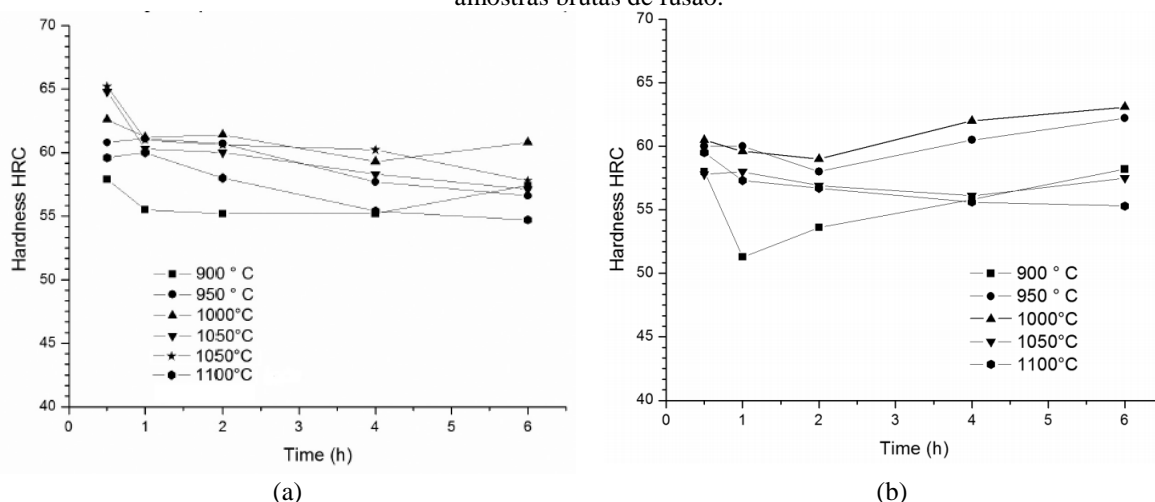
Tabela 8 – Diferenças máximas verificadas entre os valores de dureza obtidos com diferentes tempos de desestabilização para cada temperatura de patamar.

Temperatura de patamar	Maior diferença	
	Liga A	Liga D
900 °C	1,09%	3,50%
950 °C	2,43%	2,50%
1000 °C	0,94%	1,24%
1050 °C	1,44%	2,10%
1100 °C	2,77%	2,83%

Fonte: autor

Os resultados aqui encontrados assemelham-se de melhor forma àqueles observados por Cubillos (2005), que obteve, em geral, pequenas variações de dureza com o aumento do tempo de tratamento térmico para o material ferro fundido branco classe II, tipo D, tanto para a condição inicial “recozido” como para a condição inicial “bruta de fusão” (observar Figura 62).

Figura 62 – Variação da dureza em função do tempo de desestabilização obtido por Cubillos (2005) para TOTO's em ferro fundido branco classe II, tipo D. (a) Resultado para amostras recozidas. (b) Resultado para amostras brutas de fusão.



Fonte: Cubillos (2005)

As razões para obtenção, no presente trabalho, de pequenas variações de dureza com relação ao tempo de patamar não são claras. Entretanto, sabe-se que a quantidade de carbonetos eutéticos não se altera com a aplicação de tratamentos térmicos e que, portanto, a variação da dureza da liga durante a aplicação de diferentes tempos de austenitização deve ser exclusivamente devido a variação da microdureza da matriz que, por sua vez, depende de fatores como: quantidade de carbonetos secundários precipitados, tamanho dos carbonetos secundários e quantidade de austenita retida (verificar capítulo 3.4.2).

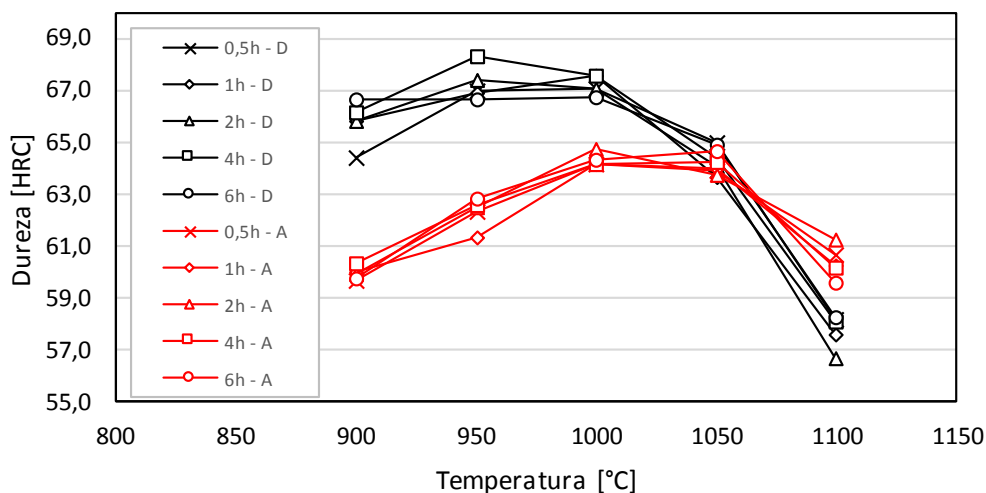
5.3.3 Influência do teor de cromo

Na Figura 63 se constata que, para a liga A (maior teor de cromo), os picos de dureza ocorrem para temperaturas maiores do que aquelas verificadas para a liga D (menor teor de cromo). Cubillos (2005) sugere que tal comportamento se deve ao fato de que ligas com maior teor de cromo apresentam uma menor solubilidade de carbono na austenita, necessitando, dessa forma, a aplicação de maiores temperaturas para solubilizar mais carbono e, conseqüentemente, propiciar as máximas durezas (verificar Figura 21 no capítulo 3.4.4).

Ainda, observa-se que as maiores durezas foram obtidas para a liga D (com menor teor de cromo). Esse comportamento também é explicado com o auxílio da Figura 21, onde nota-se que quanto maior o teor de cromo, menor a solubilidade do carbono na austenita, o que gera uma martensita menos dura. Nesse sentido, considerando as ligas estudadas nesse trabalho, temos uma solubilidade de, aproximadamente, 0,08%C para a liga A e de 0,13%C para a liga D, o que significa uma diferença percentual aproximada de -38,5% no valor de solubilidade de carbono na austenita para a liga A quando comparado com a liga D, valor esse considerável.

Ressalta-se ainda que esse comportamento verificado da dureza com a variação do teor de cromo está de acordo com o observado nos estudos desenvolvidos por autores como Trabet e Sare (1997) e Cubillos (2005). Além disso, o fato de a liga D possuir maior teor de Carbono (3,29%, em detrimento de 2,87% apresentado pela liga A) também age no sentido de propiciar maiores durezas, pois ter-se-á maior teor de Carbono na matriz o que resultará em matensita com maior microdureza.

Figura 63 – Gráfico de Dureza x Temperatura de patamar comparativo entre as ligas A e D.



Fonte: autor

5.3.4 Definição dos CP's para prosseguimento dos ensaios

Para fins de prosseguimento dos ensaios, conforme definido no fluxograma da Figura 35, o melhor e o pior resultado de dureza de cada liga serão escolhidos para a realização dos ensaios de desgaste (juntamente com todas as amostras comerciais). Sendo assim, e através da análise dos valores medidos (valores contidos nos gráficos das Figura 58 e Figura 59 bem como no APÊNDICE C), define-se os CP's contidos na Tabela 9.

Tabela 9 – Amostras escolhidas com base no valor de dureza medido para prosseguimento dos ensaios.

Classificação	Liga	Nomenclatura	Dureza	Temperatura de desestabilização	Tempo de desestabilização
-	-	-	[HRC]	[°C]	[h]
Maior dureza	D	D17	68,3	950	4
Menor dureza	D	D15	56,7	1100	2
Maior dureza	A	A24	64,7	1050	6
Menor dureza	A	A1	59,7	900	0,5

Fonte: autor

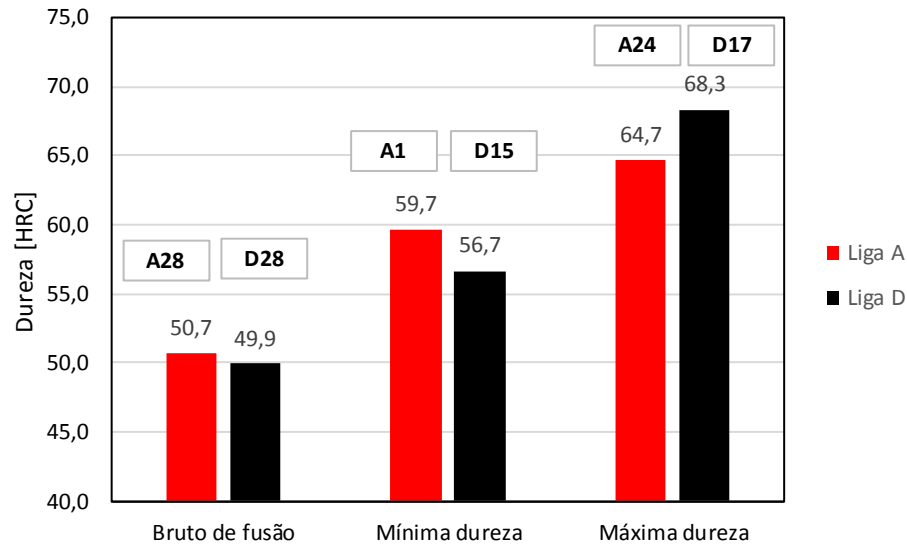
5.3.5 Incremento de dureza com relação ao estado bruto de fusão

Considerando ainda os valores de dureza medidos para os corpos de provas no estado “bruto de fusão”, ou seja, sem nenhuma aplicação de tratamento térmico, pode-se realizar uma análise do máximo e mínimo incremento⁶ de dureza para cada liga. Com o auxílio do gráfico da Figura 64, verifica-se que o tratamento térmico aplicado na liga A tornou possível o incremento de dureza em uma faixa de 17,7% à 27,6%. Já com relação à liga D, essa faixa possui maiores valores, indo de 13,6% à 36,9% de incremento. Ainda, quando a análise se dá entre os valores mínimos e máximos⁷, fica evidente que, com a aplicação de um tratamento térmico adequado, é possível incrementar a dureza obtida em até 8,3% para a liga A e 20,4% para a liga D.

⁶ Incremento com relação à dureza observada na amostra sem tratamento térmico (amostra bruta de fusão).

⁷ Comparação entre amostras A1 e A24 para a liga A e entre amostras D15 e D17 para a liga D.

Figura 64 – Comparação entre as durezas máximas, mínimas e “bruto de fusão” para cada liga fabricada.



Fonte: autor

5.3.6 Dureza nos CP's comerciais

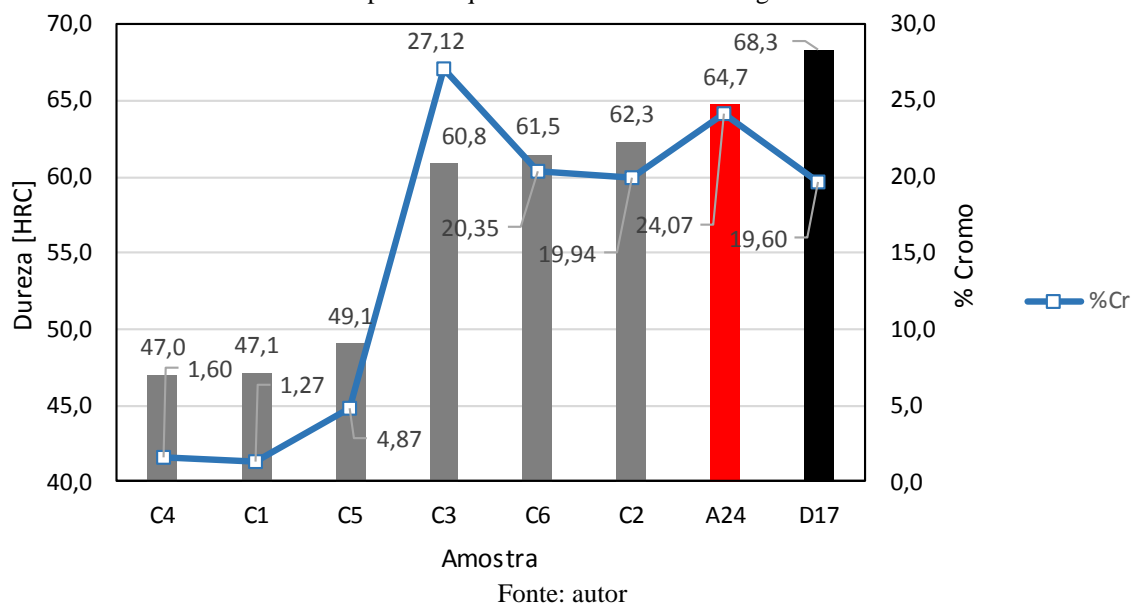
Os resultados das medições de dureza realizadas para as amostras comerciais estão descritos na Tabela 10. É possível observar a não existência de nenhuma dureza superior às máximas durezas obtidas com as amostras fabricadas, mesmo com algumas das amostras comerciais tendo altos valores de cromo (elemento fortemente formador de carbonetos) em sua liga. Tal fato é indicativo de que as empresas fornecedoras dessas ligas comerciais não estão aplicando configurações de tempo e temperatura de tratamento térmico capazes de otimizar a dureza das peças fornecidas. Cita-se como exemplo as amostras C6 e C2, que possuem praticamente o mesmo teor de Cromo que a liga D porém apresentam valores de dureza na ordem de 10% inferiores àquele verificado na amostra D17 (verificar gráfico da Figura 65). Ainda com relação às amostras C6 e C2, também cita-se, como explicação dos menores valores de dureza observados para as mesmas, o fato da existência de menores teores de Carbono (2,85%C e 2,91%C, respectivamente) em relação à amostra D17 (3,29%C).

Tabela 10 – Valores de durezas medidos para as amostras comerciais.

Amostra	Dureza [HRC]							
	1°	2°	3°	4°	5°	Média	Máximo	Mínimo
C1	46,28	47,5	46,3	47,3	48,28	47,1	48,3	46,3
C2	61,3	62,3	62,98	62,28	62,6	62,3	63,0	61,3
C3	60,65	60,4	60,9	60,68	61,4	60,8	61,4	60,4
C4	47,58	46,65	47	47,3	46,48	47,0	47,6	46,5
C5	50	48,92	49,4	48,22	48,78	49,1	50,0	48,2
C6	61,3	61,55	61,35	61,32	61,82	61,5	61,8	61,3

Fonte: autor

Figura 65 – Gráfico comparativo entre as durezas das amostras comerciais e fabricadas bem como de suas respectivas quantidades de cromo em liga.



5.4 ENSAIOS DE DESGASTE

Para a obtenção da perda de volume propiciada pelo ensaio de desgaste do tipo roda-de-borracha mede-se a massa antes e após o ensaio e então aplica-se a equação 3, conforme indicado pela norma ASTM G-65. A densidade de cada amostra é obtida através da aplicação do princípio de Arquimedes, enquanto que a perda de massa é verificada através da subtração da massa final (após o ensaio) pela massa inicial.

$$VL = \frac{LM}{\rho} \times 1000 \quad (3)$$

Onde:

VL = Perda de volume [mm³]

LM= Perda de massa [g]

ρ = Densidade [g/cm³]

A resistência ao desgaste abrasivo, por sua vez, é dada pela equação 04 (Castro, 2010), que relaciona a perda de volume de cada corpo de prova com o comprimento percorrido pela roda de borracha ao longo do ensaio.

$$RD = \left(\frac{VL}{d}\right)^{-1} \quad (4)$$

Sendo que:

RD= Resistência ao desgaste [mm⁻²];

d= Distância percorrida pela roda de borracha, a saber: 4309 [m].

Portanto, considerando as equações acima e as medições de cada um dos corpos de prova comerciais bem como das amostras fabricadas “brutas de fusão” e das amostras fabricadas com melhores e piores resultados no ensaio de desgaste (amostras D17, D15, A24 e A1), é possível obter os valores contidos na Tabela 26 do Apêndice F. Afim de não considerar valores que destoam da média, aplicou-se o critério de Chauvenet para pequenas amostras. Tal critério afirma que se a diferença entre cada amostra com o respectivo valor médio superar o valor de 1,38 vezes o desvio padrão do conjunto (condição válida para uma população de 3 amostras), deve-se descartar o respectivo valor. Procedendo dessa forma, realizou-se os descartes indicados na coluna “decisão” da Tabela 26. Desta maneira, foi possível obter os valores contidos na Tabela 11, que demonstra os valores médios de perda de massa e resistência ao desgaste abrasivo das amostras consideradas nesta avaliação. Obteve-se um menor valor médio de perda de volume para o corpo de prova A1, ao passo que a maior perda de volume foi atingida para a amostra A24.

Tabela 11 – Valores de dureza, volume perdido e resistência ao desgaste das amostras ensaiadas no abrasômetro roda de borracha.

Amostra	Dureza	Relação dureza com C1	Vol. perdido (média)	Vol. perdido (desv. pad)	Vol. Perdido (coef. de variação)	Resistência ao desgaste	Relação resis. ao desgaste com C1
-	[HRC]	[%]	[mm ³]	[mm ³]	%	[mm ⁻²]	[%]
A24	64,7	137%	15,80	0,04	0,2%	272,6	83%
C2	62,29	132%	15,29	4,97	32,5%	318,6	97%
C5	49,1	104%	13,28	0,03	0,2%	324,6	99%
C1	47,13	100%	13,11	0,21	1,6%	328,8	100%
D15	56,7	120%	13,09	4,49	34,3%	366,5	111%
C4	47	100%	11,60	0,08	0,7%	371,4	113%
D28	49,9	106%	11,90	2,11	17,7%	374,1	114%
C6	61,5	130%	11,28	0,05	0,4%	382,0	116%
A28	50,7	108%	10,39	1,40	13,5%	422,2	128%
D17	68,3	145%	9,55	2,47	25,8%	484,3	147%
C3	60,8	129%	9,26	1,92	20,7%	488,6	149%
A1	59,7	122%	7,82	4,41	56,3%	875,3	266%

Fonte: autor

Considerando a resistência ao desgaste (cujo cálculo se dá através da equação 04) da amostra comercial com menor durabilidade em serviço para aplicações de campo (amostra C1), relaciona-se tal valor, de maneira percentual, à resistência à abrasão dos demais corpos de provas estudados (Figura 66), onde nota-se que a amostra A1 apresentou mais do que o dobro da resistência encontrada no corpo de prova C1, enquanto que o melhor resultado das amostras comerciais atingiu uma resistência apenas 1,49x superior. Entretanto, cabe-se ressaltar algumas observações não esperadas, como segue:

- 1) A amostra “fabricada” que apresentou o maior valor de resistência ao desgaste (A1) não é aquela com maior valor de dureza⁸, mas sim àquela com o menor valor de dureza dentre as amostras fabricadas e tratadas da liga A (verificar Figura 64 e Figura 66);
- 2) A amostra com o maior valor de dureza dentre as amostras fabricadas da liga A (amostra A24) apresentou o menor valor de resistência ao desgaste dentre todas amostras consideradas nesse estudo (verificar Figura 64 e Figura 66).
- 3) As amostras A28 e D28 (que não possuem tratamentos térmicos aplicados) apresentaram resistência ao desgaste superior à três amostras que apresentam maiores valores de dureza do que os seus, a saber: D15, C2 e A24.

Essa não correspondência de dureza máxima com máxima resistência ao desgaste é indicada na literatura; conforme comentado no capítulo 3.5.3, autores como Eyre (1978), Gahr (1980), Cookson (1982) e Corrêa (2005) já haviam afirmado a não existência de uma proporcionalidade simples e direta entre dureza e resistência a abrasão; esta última depende de outros fatores como tamanho, espaçamento e fração volumétrica dos carbonetos, e não somente da macrodureza do corpo de prova, o que justificaria as observações realizadas acima bem como a não obtenção de um comportamento linear no gráfico que relaciona “Perda de Volume x “Dureza” na Figura 67 que, apesar de apresentar um bom comportamento para as amostras com dureza inferiores à 55 HRC, possui vários pontos dispersos para durezas superiores.

⁸ O maior valor de dureza foi encontrado no corpo de prova D17.

Figura 66 – Gráfico comparativo entre os percentuais de resistência ao desgaste das amostras com relação à resistência ao desgaste da amostra C1.

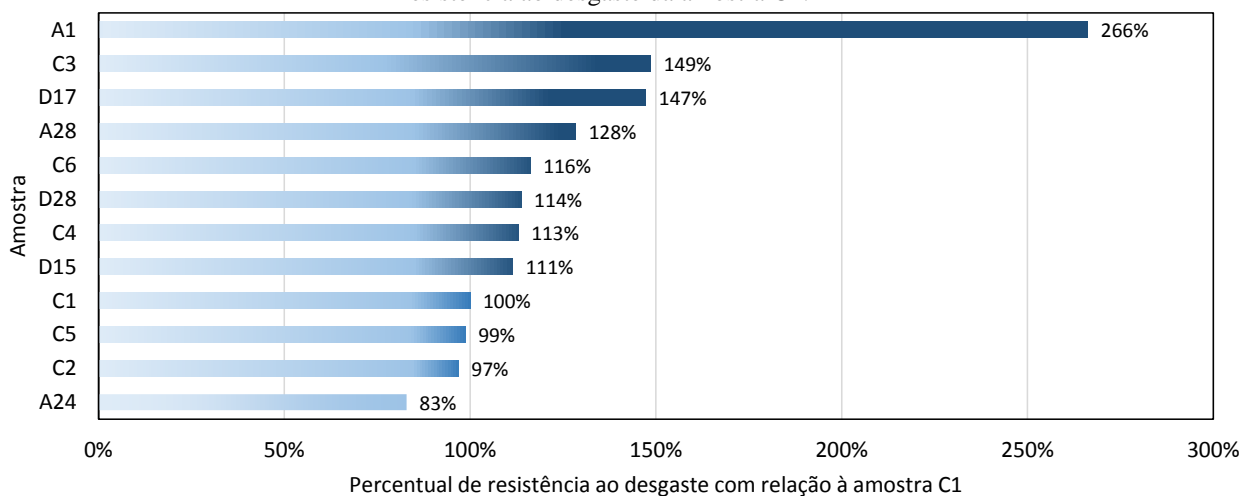
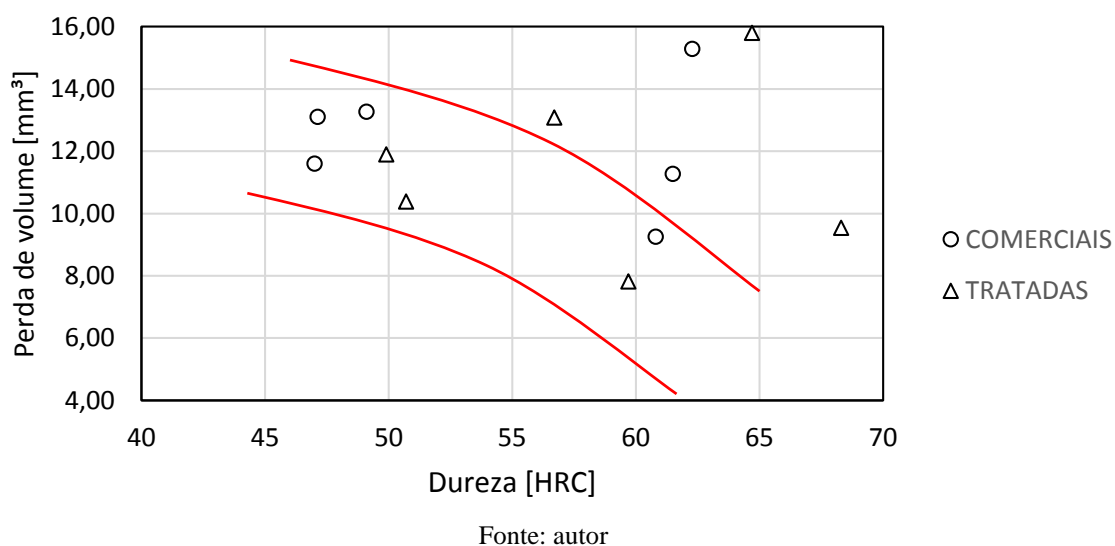


Figura 67 - Gráfico “Perda de volume x Dureza” das amostras ensaiadas no abrasômetro roda de borracha



Outra comentário pertinente diz respeito ao tipo de ensaio de abrasão, que nesse estudo foi de baixa tensão (ensaio do tipo roda de borracha); para esses ensaios, Corrêa (2005) comenta que os resultados obtidos diferem daqueles obtidos quando do uso em ensaios de alta tensão (pino sobre disco). Para estes últimos, Kruschov (1957) obteve tendências evidentes quanto a existência de uma proporcionalidade entre dureza e resistência ao desgaste (verificar Figura 28 do capítulo 3.5.3) enquanto que Mutton (1979), realizando ensaios de baixa tensão, obteve resultados apresentando uma tendência de proporcionalidade porém com alguns pontos fora da curva de dispersão (verificar Figura 29 do capítulo 3.5.3), tendência essa similar àquela observada nos estudos aqui realizados (verificar Figura 67).

Por fim, cabe salientar que os resultados de perda de volume obtidos em 58% das amostras aqui estudadas apresentaram coeficiente de variação acima de 7% (valor máximo permitido segundo a norma ASTM G-65), o que indica a necessidade de um olhar crítico quando da análise dos resultados finais correlacionando “Resistência ao desgaste” com a “macrodureza”. As amostras que apresentaram elevado coeficiente de variação foram as que seguem: C2, D15, D28, A28, D17, C3 e A1, sendo que todos valores dessa variável estatística encontram-se discriminados na Tabela 11.

Para fins de prosseguimento dos ensaios, conforme descrito na metodologia indicada na Figura 35 do capítulo 4, dever-se-ia escolher a amostra fabricada que apresentasse o melhor resultado de resistência ao desgaste abrasivo. Entretanto, conforme indicado na Tabela 11, tal amostra (A1) apresentou um elevado valor de coeficiente de variação (56,3%) enquanto que o máximo indicado em norma seria de apenas 7%. Sendo assim, optou-se por escolher a amostra D17⁹ para a realização dos ensaios de metalografia e microdurezas. Tal amostra, apesar de possuir um valor de coeficiente de variação superior ao indicado, apresenta apenas metade do valor verificado na amostra A1.

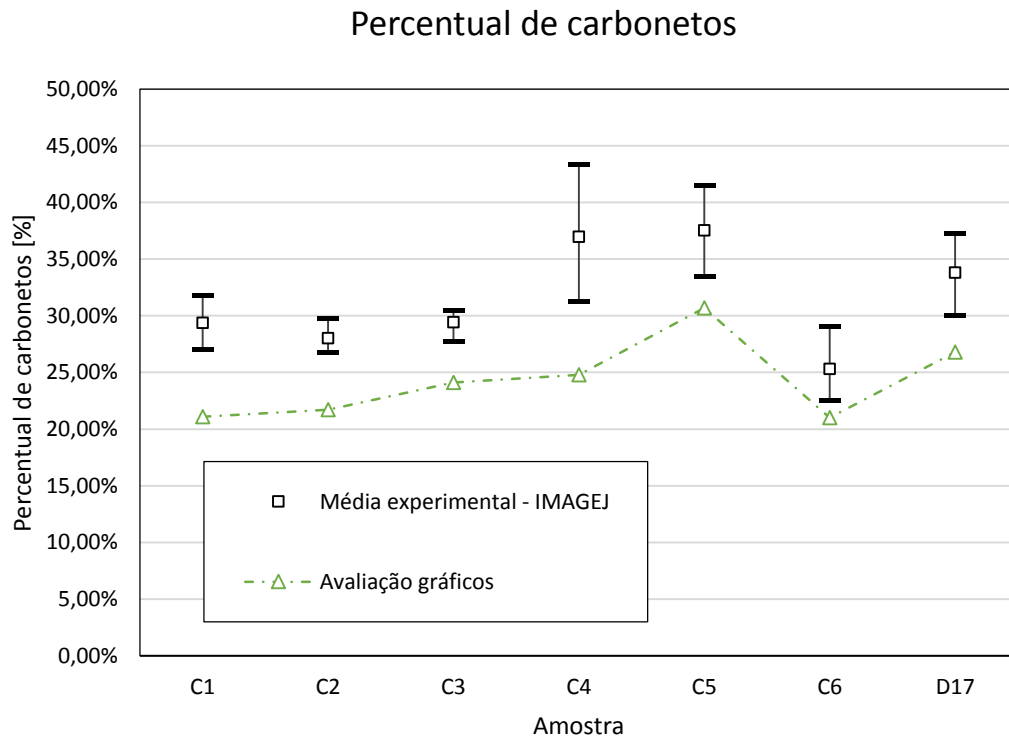
5.5 ANÁLISES METALOGRÁFICAS E MEV

A análise metalográfica indica a microestrutura existentes em cada corpo de prova bem como permite, através do uso do software opensource ImageJ, a realização de uma avaliação do percentual de carbonetos existente em cada amostra. Essa quantidade obtida via imagem é então comparada com os valores calculados através da aplicação da regra da alavanca nos gráficos ternários Fe-C-Cr, conforme explicado no capítulo 3.2.2.2. Comparando os resultados dessa avaliação gráfica (verificar apêndice E) juntamente com os cálculos supracitados com os resultados obtidos via software ImageJ, observa-se uma similaridade nos valores de ambos, havendo apenas um “delta” entre os mesmos (Figura 68 e Tabela 27 do apêndice G).

Uma vez que foram verificadas divergências entre as diferentes técnicas para obtenção do percentual de carbonetos nas microestruturas analisadas, bem como considerando que a análise gráfica utiliza um método (regra da alavanca) com boa aceitação no meio acadêmico, define-se a utilização de tais resultados para as considerações a serem realizadas neste estudo.

⁹ Amostra que apresentou o segundo melhor resultado de resistência ao desgaste dentre as amostras “fabricadas”.

Figura 68 – Gráfico comparativo entre o percentual de carbonetos indicados na literatura e o percentual obtido via análise no software IMAGEJ.



Fonte: autor

Do ponto de vista dos constituintes microestruturais, as metalografias realizadas (Figura 71 à Figura 77) indicam¹⁰ a existência das microestruturas contidas na

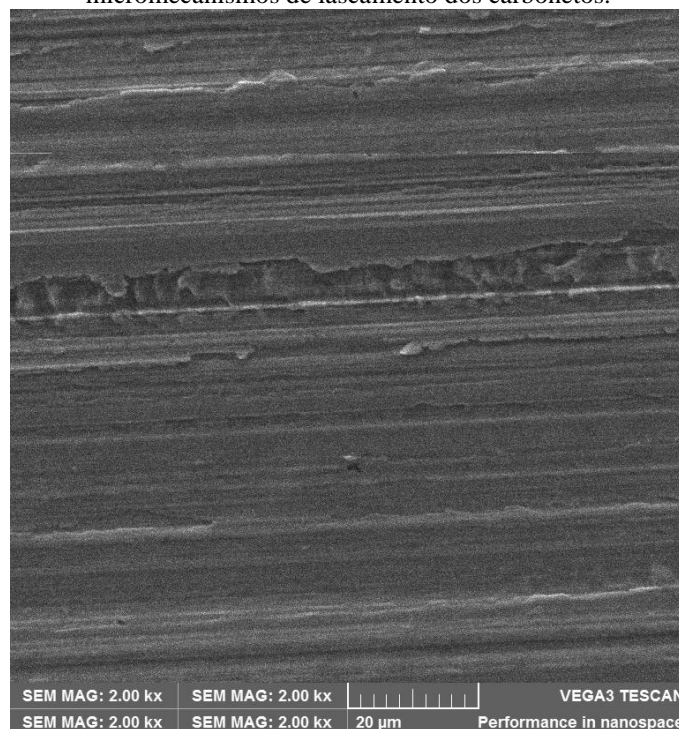
Tabela 12. Considerando os valores de resistência ao desgaste indicados na Figura 66, é possível identificar que os melhores resultados são obtidos para amostras que apresentam uma microestrutura com os carbonetos dispersos na matriz (carbonetos sem continuidade), a saber: D17 e C3. Este comportamento acontece devido ao desgaste acontecer principalmente através do mecanismo de lascamento dos carbonetos, conforme verificação feita através de MEV para as amostras D17 e C3 (Figura 69 e

Figura 70, respectivamente) bem como conforme indicações da literatura de que o microlascamento é o processo mais atuante para materiais duros (verificar capítulo 3.5.2). Portanto, conforme indicado por autores como Shetty et al (1982), Desai et al (1984) e Junyi (1987), em microestruturas na qual tal microconstituente possui um maior tamanho, bem como uma maior continuidade, o lascamento dos carbonetos acontecerá de forma facilitada, propiciando, dessa forma, com que a matriz fique exposta ao desgaste abrasivo, incrementando

¹⁰ Juntamente com os valores de composição química, gráficos CCT e valores de microdureza dos microconstituintes.

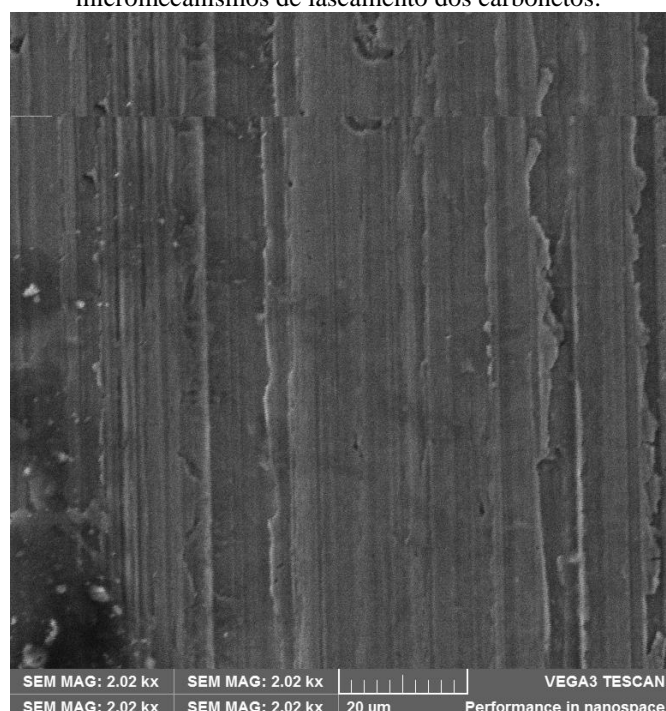
a taxa de desgaste do material como um todo. As amostras C1, C4 e C5 são exemplos de microestruturas com essas características, o que justifica que as mesmas tenham apresentado pequenos rendimentos com relação à resistência ao desgaste (verificar Figura 66). Já as amostras C2 e C6, apesar de possuírem macrodurezas similares à amostra C3 (amostra que apresentou o segundo melhor resultado de resistência ao desgaste) bem como possuírem microestruturas refinadas (verificar imagens comparativas na Figura 78), não apresentam perdas de volume satisfatoriamente pequenas no ensaio de abrasão. Nesse ponto ressalta-se que tais amostras possuem, como será visto no próximo capítulo, um valor reduzido de microdureza dos carbonetos primários quando em comparação com o valor observado no corpo de prova C3, o que pode contribuir para um menor desempenho no ensaio de desgaste. No que tange a amostra C6, ainda é possível observar uma reduzida quantidade de carbonetos perante as demais amostras (verificar Figura 68), o que também possui influência na taxa de remoção de material.

Figura 69 – Imagem obtida com MEV na superfície de desgaste da amostra D17 indicando ação do micromecanismos de lascamento dos carbonetos.



Fonte: autor

Figura 70 - Imagem obtida com MEV na superfície de desgaste da amostra C3 indicando a ação do micromecanismos de lascamento dos carbonetos.



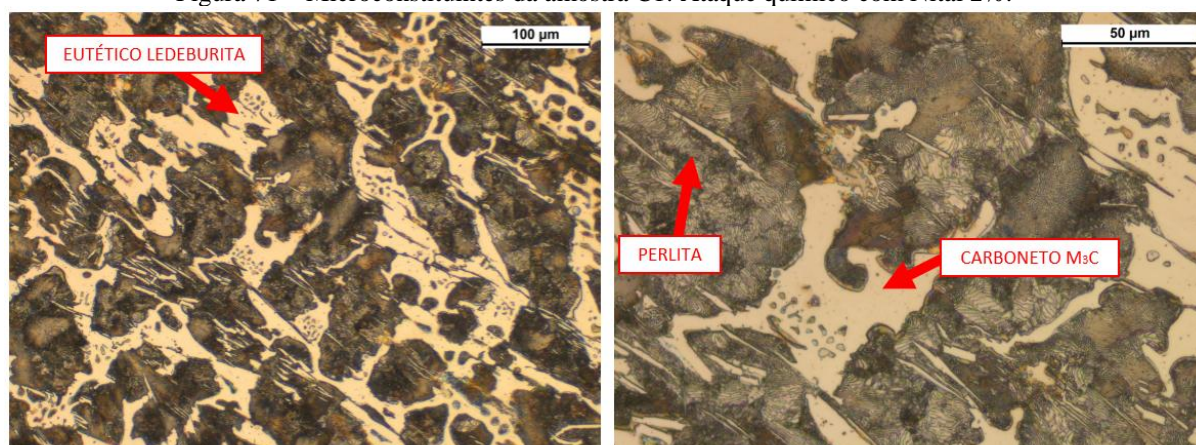
Fonte: autor

Tabela 12 – Microconstituintes verificados na análise metalográfica de cada amostra.

Microconstituente	C1	C2	C3	C4	C5	C6	D17
1	Perlita	Carboneto M_7C_3	Carboneto M_7C_3	Perlita	Carboneto M_3C	Carboneto M_7C_3	Carboneto M_7C_3
2	Carboneto M_3C	Eutético Ledeburita	Carbonetos secundários	Carboneto M_3C	Eutético Ledeburita	Carbonetos secundários	Carbonetos secundários
3	Eutético Ledeburita	Carbonetos secundários	-	Eutético ledeburita	-	-	-

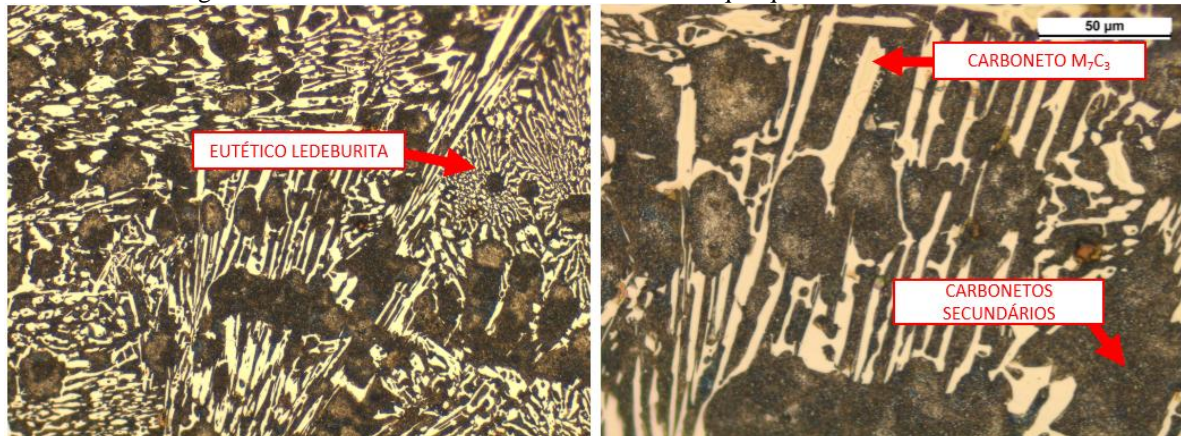
Fonte: autor

Figura 71 – Microconstituintes da amostra C1. Ataque químico com Nital 2%.



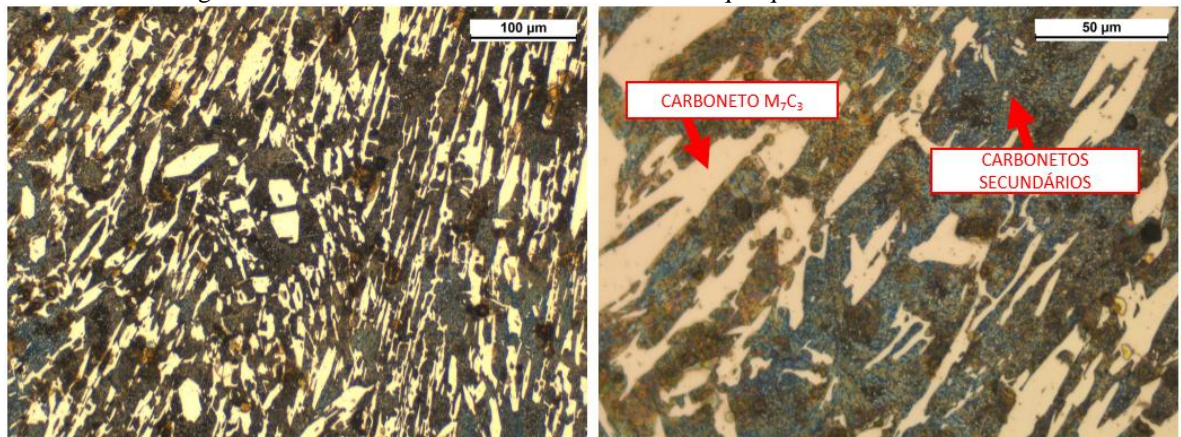
Fonte: autor

Figura 72 – Microconstituintes da amostra C2. Ataque químico com Nital 2%.



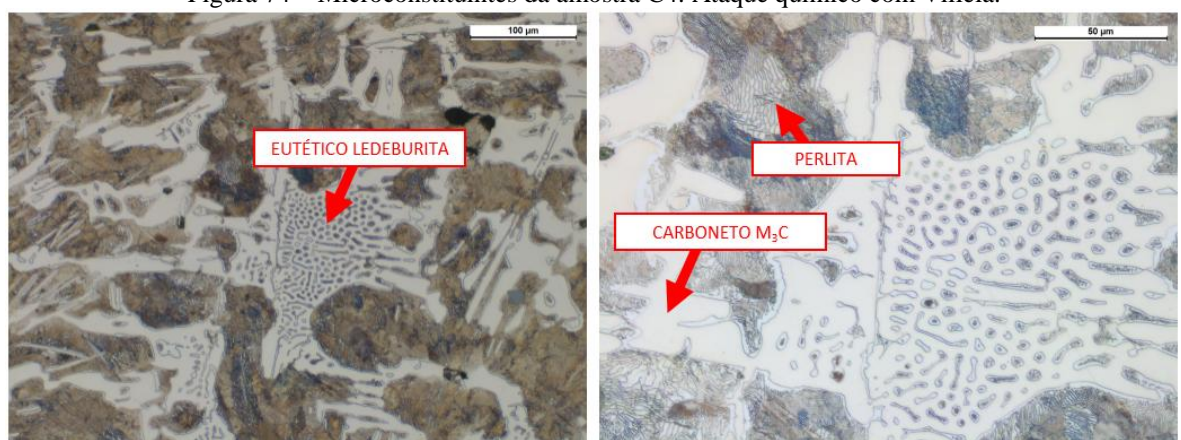
Fonte: autor

Figura 73 – Microconstituintes da amostra C3. Ataque químico com Nital 2%.



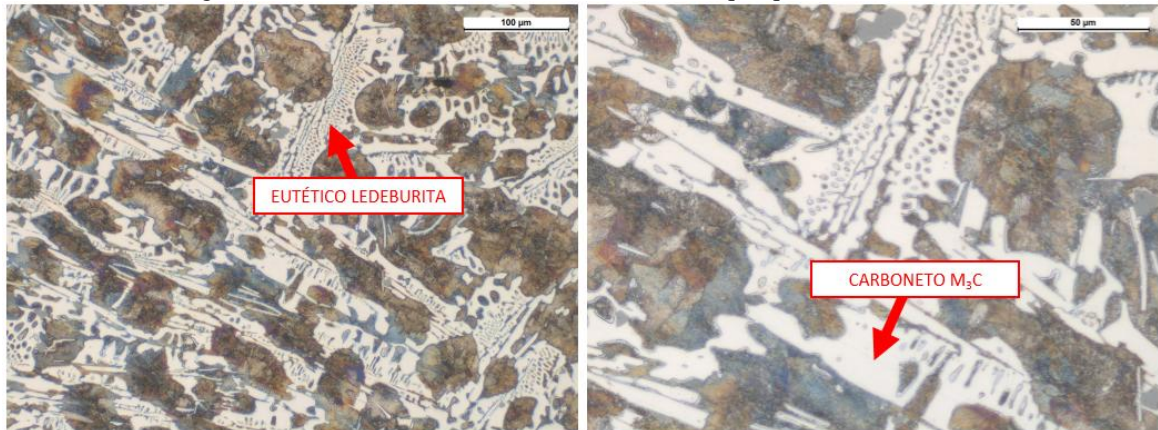
Fonte: autor

Figura 74 – Microconstituintes da amostra C4. Ataque químico com Villela.



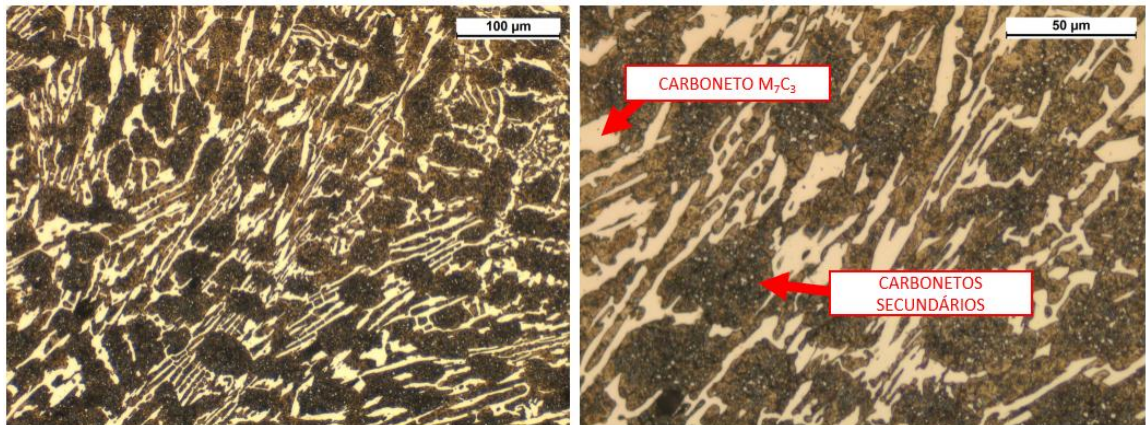
Fonte: autor

Figura 75 – Microconstituintes da amostra C5. Ataque químico com Villela.



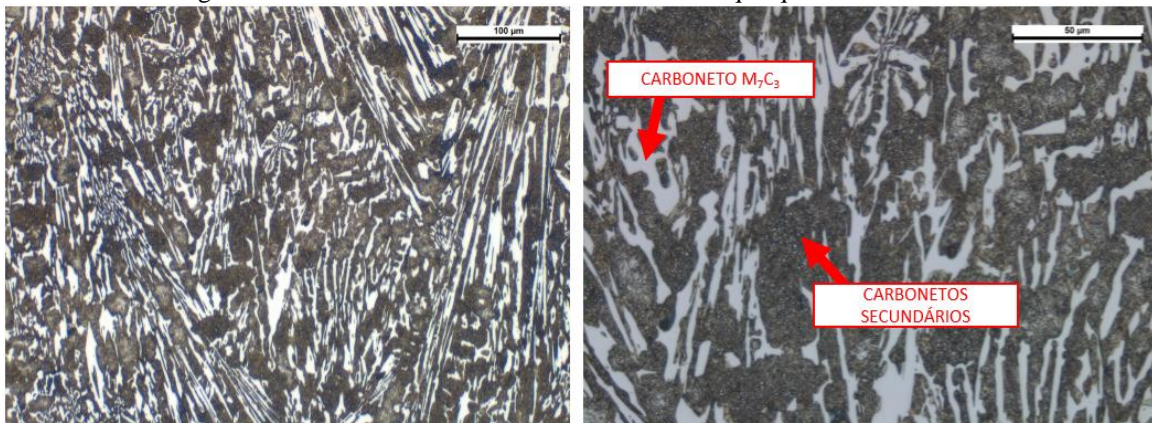
Fonte: autor

Figura 76 – Microconstituintes da amostra C6. Ataque químico com Nital 2%.



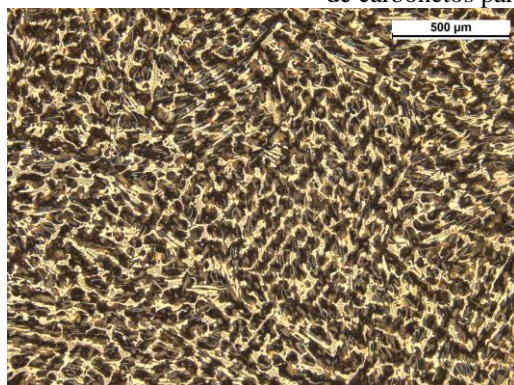
Fonte: autor

Figura 77 - Microconstituintes da amostra D17. Ataque químico com Villela.

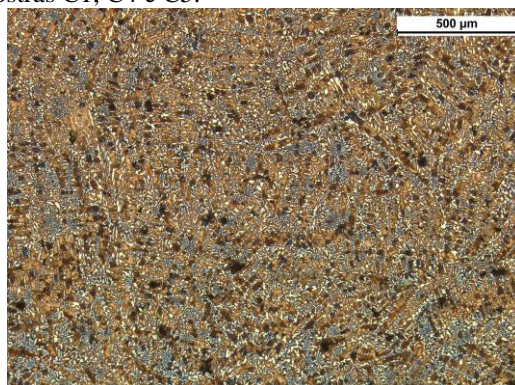


Fonte: autor

Figura 78 – Metalografias de todas amostras comerciais com um aumento de 50x. Verificação de maior tamanho de carbonetos para as amostras C1, C4 e C5.



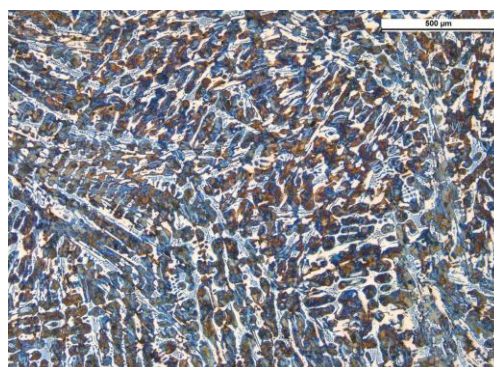
(a) Amostra C1 com aumento de 50x.



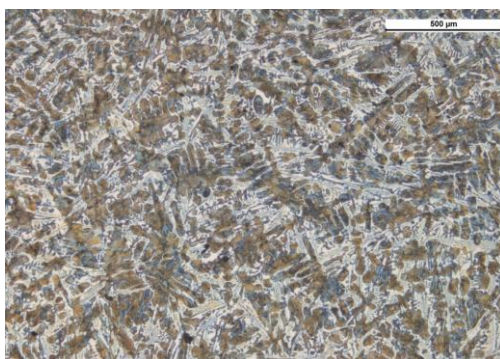
(b) Amostra C2 com aumento de 50x.



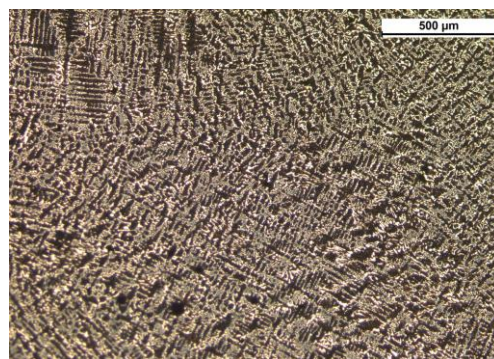
(c) Amostra C3 com aumento de 50x.



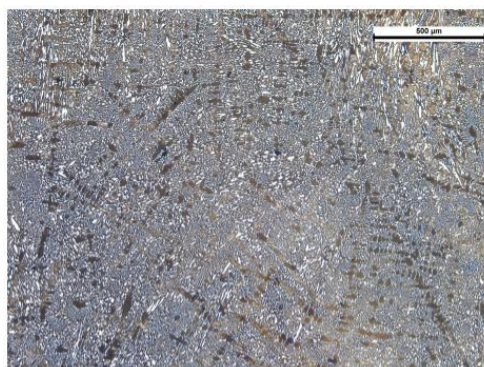
(d) Amostra C4 com aumento de 50x.



(e) Amostra C5 com aumento de 50x.



(f) Amostra C6 com aumento de 50x.



(g) Amostra D17 com aumento de 50x.

Fonte: autor

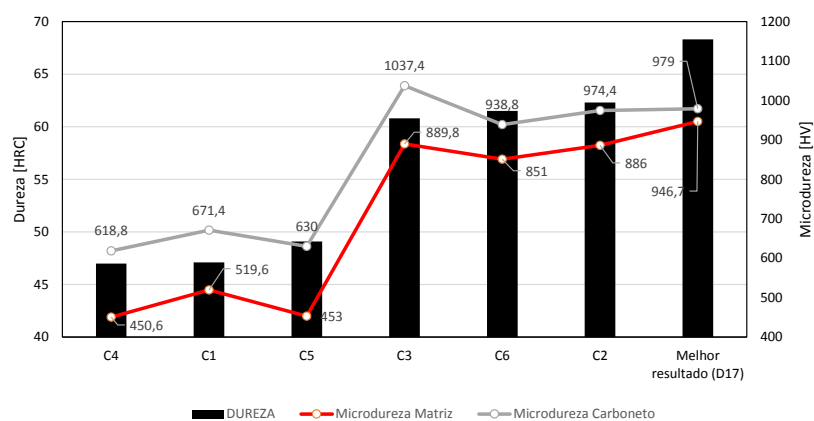
5.6 ANÁLISES MICRODUREZA

A análise dos valores de microdureza, tanto para os carbonetos quanto para a matriz metálica, demonstra a existência de uma correlação entre esses valores e a macrodureza da liga (Figura 79), fato esse já verificado por autores como Cubillos (2005). Além disso, verifica-se ainda a ocorrência de valores reduzidos de microdureza (menores do que 700 HV) para os carbonetos de ligas com teores de cromo inferiores a 5% (C4, C1 e C5); para esses corpos de provas ocorre a formação de microconstituintes do tipo M_3C , que apresentam maior fragilidade do que os carbonetos do tipo M_7C_3 , os quais são formados para ligas com maiores teores de cromo, como àquelas presentes nas amostras C3, C6, C2 e D17. Estas últimas ainda apresentam elevados valores de microdureza da matriz metálica, o que indica a aplicação de tratamentos térmicos nas amostras comerciais C3, C6 e C2. Ainda, verifica-se que a amostra D17 (tratada termicamente em 950°C por 4 horas) apresenta uma macrodureza 9,6% maior do que a dureza da amostra C2¹¹, mesmo possuindo igual teor de cromo. Nesse caso, conclui-se que o fato de ambas amostras (D17 e C2) apresentarem a mesma quantidade de cromo em liga¹⁰ faz somente com que as duas possuam o mesmo tipo de carboneto, inclusive com ambos tendo o mesmo valor de microdureza (979 e 974 HV, respectivamente), não agindo, no entanto, no valor de microdureza da matriz metálica, que apresenta uma diferença de cerca de 7% a mais para a amostra D17, sendo que essa diferença pode ser explicada por dois fatores:

- 1º) Existência de maior teor de carbono na amostra D17;
- 2º) Aplicação de um tratamento térmico otimizado na amostra D17 que, apesar de não influenciar na microdureza dos carbonetos, possui influência direta na matriz metálica, na medida que a otimização realizada propicia a existência de uma maior quantidade de carbono na martensita formada (verificar capítulo 3.4.2, fenômeno 2), tornando-a mais dura.

¹¹ Verificar valores de dureza indicados no gráfico Figura 65.

Figura 79 - Gráfico relacionando os valores de dureza e microdurezas dos microconstituintes de cada corpo de prova avaliado.



Fonte: autor

6. CONCLUSÕES

A realização de tratamentos térmicos com diferentes tempos e temperaturas de patamar em duas ligas com composições químicas distintas permitiu as seguintes verificações:

- Ligas de ferro fundido branco (regidas pela norma ASTM A-532) apresentam maiores valores de dureza para amostras que contenham menores valores de cromo:

Comparando a máxima dureza obtida para as ligas Classe II-Tipo D (aproximadamente 20%Cr) e Classe III-Tipo A (aproximadamente 25%Cr), obteve-se uma dureza máxima, após a aplicação de tratamento térmico, de 68,3 HRC para a primeira e de 64,7 HRC para a segunda. Apesar de haver divergência entre os teores de carbono das duas ligas (3,29%C e 2,87%C, respectivamente), o que também possui influência na dureza final, a observação da dependência do teor de cromo, com amostras com menor composição desse elemento apresentando durezas maiores, não se desqualifica, uma vez que tal comportamento é o mesmo encontrado na literatura.

- Pouca influência do tempo de tratamento térmico no valor de macrodureza das amostras:

Considerando tempos entre trinta minutos até seis horas, a máxima variação de dureza, com relação ao estado bruto de fusão, ficou sempre abaixo de 4%.

- Temperatura de tratamento apresentou bastante influência na obtenção de uma amostra com dureza otimizada:

Para a liga A, a escolha da temperatura permite incrementar¹² a dureza em uma faixa que vai de 17,7% até 27,6% enquanto que para a liga D essa faixa é até mesmo maior, indo de 13,6% até 36,9%.

- Não existência de um comportamento linear entre dureza e resistência ao desgaste:

Alguns pontos de maiores durezas ficaram bastante dispersos no gráfico relacionando estas duas grandezas, o que não permite afirmar que existe um comportamento linear entre dureza e resistência ao desgaste.

¹² Incrementar com relação à dureza da amostra bruta de fusão.

- A resistência ao desgaste depende de outros fatores além do valor de macrodureza da liga:

Tal conclusão explica o fato de que a amostra com melhor resultado de resistência ao desgaste, e que apresentou o melhor resultado de dureza (amostra D17¹³ - tratada termicamente por 4 horas em 950°C), apesar de possuir dureza 12,3% maior do que amostra C3¹⁴, apresentou valor de perda de volume similar à esta última.

- Influência da morfologia dos carbonetos primários:

Ficou claro que a existência de carbonetos de menor tamanho e dispersos (sem continuidade) na matriz age no sentido de reduzir o desgaste por abrasão, pois uma rede contínua de carbonetos com grandes dimensões facilita o desprendimento dos mesmo da matriz metálica o que acaba por expor a matriz ao desgaste.

- Determinação da melhor configuração de tratamento térmico e teor de cromo:

Com a realização dos ensaios mecânicos de dureza e abrasão foi possível determinar que uma peça em ferro fundido branco com, aproximadamente, 20%Cr e 3,3%C, tratada termicamente na temperatura de patamar de 950°C por um período de 4 horas, será aquela que irá propiciar o maior valor de dureza e resistência ao desgaste dentre aquelas amostras consideradas nesse estudo.

Portanto conclui-se que, para aplicações onde se necessite elevada resistência ao desgaste abrasivo, é possível utilizar uma liga com menor teor de cromo (resultando em menor custo da peça final) que apresente dureza e resistência ao desgaste superiores aos valores encontrados em ligas com maior teor de cromo (desde que seja considerado a aplicação de um tratamento térmico otimizado quanto ao tempo e temperatura de patamar de austenitização e de que o teor de Carbono da liga seja igual ou superior àquele verificado na amostra com maior teor de cromo).

¹³ Ignorando a amostra com elevado valor de coeficiente de dispersão no ensaio roda de borracha.

¹⁴ Amostra com o melhor resultado de resistência ao desgaste das amostras comerciais.

7. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, cita-se as seguintes avaliações que irão possibilitar o aprofundamento do entendimento das relações entre tratamentos térmicos, desgaste, dureza e microestruturas dos ferros fundidos brancos:

- Realizar novos ensaios de desgaste por abrasão segundo a norma ASTM G-65 para atingir a quantidade mínima de repetições sugeridas, a saber: cinco repetições.
- Utilizar apenas areia normal brasileira fornecida pelo IPT no ensaio supracitado para avaliar a possibilidade de obtenção de menores valores de coeficientes de variação na análise estatística, tal areia apresenta a vantagem de ser um material de referência utilizado por diversos laboratórios nacionais bem como apresenta características mineralógicas padronizadas;
- Realizar ensaio de abrasão do tipo “alta tensão”, mais especificamente o de “Pino sobre disco”, afim de averiguar a obtenção de um comportamento mais linear na relação “Desgaste x Resistência ao desgaste”;
- Realizar análises de difração de raio X para identificar a composição das fases presentes na microestrutura das amostras analisadas;
- Realizar análise via MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) em todas as amostras utilizadas nos ensaios de desgaste para verificação dos micromecanismos de desgaste atuantes;
- Realizar análise via MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) em todas as amostras submetidas à análise metalográfica para identificação de todas microestruturas;
- Realizar estudo comparativo entre amostras de duas classes distintas da norma ASTM A-532, porém com teor de Carbono similar entre as duas, com o objetivo de avaliar unicamente o efeito do teor de Cromo nas relações de dureza entre ambas.

8. REFERÊNCIAS

ALBERTIN, Eduardo; BENEDUCE, Flávio; TEIXEIRA, Ivênio. Optimizing heat treatment of high chromium cast irons using computational thermodynamics. **Wear**. Philadelphia, v. 271, p. 1813-1818, Jul. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A532**: standard specification for abrasion resistant cast irons. 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G65**: standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. Conshohocken, 2001.

ASENSIO, J; PERO-SANZ, J.A; VERDEJA, J.I. Microstructure selection criteria for cast irons with more than 10 wt. % Chromium for wear applications. **Materials Characterization**. v. 49, p. 83-93, 2003.

AZEVEDO, Luis André Xavier Pinto de. **Desenvolvimento de um ferro fundido branco fortemente ligado ao Vanádio e ao Manganês resistente ao desgaste e ao choque**. 2010. 76 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade do Porto. Faculdade de Engenharia, Porto, 2010.

BEDOLLA, A; ARIAS, L; HERNÁNDEZ, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 12, p. 371-382, 2003.

CABEZAS, C.S; et al. Os diagramas de fase estável e metaestável do sistema Fe-C-X (X=Cr, Si) e a solidificação dos ferros fundidos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14. 2000, São Pedro. **Anais...**2000. p. 401-411.

CALLISTER Jr., WILLIAM T. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 7ª edição. LTM, 2008

CASTRO, Cristóvão Américo Ferreira de. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processos de recuperação.** 2010. 92f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

CHIAVERINI. **Aços e ferros fundidos.** São Paulo: Associação Brasileira de Fundição, 1984.

COOKSON, C.P. Hardness versus wear resistance. **Surfacing Journal.** v, 13. p. 32-32, 1982.

CORRÊA, Edmilson Otoni. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas.** 2005. 171 f. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de São Carlos. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, 2005.

COZZA, Ronaldo Câmara. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo.** 2006. 217 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2006.

CUBILLOS, Patricia Ortega. **Estudo para a otimização do tratamento térmico de desestabilização dos ferros fundidos brancos de alto cromo.** 2005. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2005.

DALLMANN, Jeferson. **Projeto, construção e validação de um abrasômetro roda de borracha.** 2012. 78 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade do Estado de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Centro de Ciências Tecnológicas, Joinville, 2012.

DESAI, W.M.; RAO, C.M.; KOSEL, T.H.; FIORE, N.F. Effect of carbide size on the abrasion of cobalt-based powder metallurgy alloy. **Wear**, v. 94, p. 89-101, 1984.

EYRE, T.S. The mechanisms of wear. **Tribology International.** v. 11, p. 91-96, Abr. 1978.

FARAH, Alessandro Fraga. **Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo**. 1997. 130 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo. Escola de Engenharia de São Carlos. Interunidade de Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, 1997.

FILIPOVIC, Mirjana et al. **Wear Resistance and dynamic fracture toughness of hypoeutectic high-chromium white cast iron alloyed with niobium and vanadium**. Materials and technology, Belgrado, v.48, n.3, p.343-348, 2014.

FULCHER, J; KOSEL, T.H; FIORE, N.F. The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons. **Wear**, v. 84, p. 313-325, 1983.

GAHR, Karl-Heinz Zum. Abrasive wear of white cast irons. **Wear**, Michigan, v. 64, p. 175-194, nov. 1979.

GRIGOROUDIS, K.; STEPHENSON, D.J. Modelling low stress abrasive wear. **Wear**, v. 213, p. 103-111, 1997.

GUNDLACH, R.B. High-alloy white irons. **ASM Handbook**, v. 15, p. 678-685, 1988.

HAWK, Jeffrey A.; WILSON, R.D. Tribology of earthmoving, mining and minerals processing. In: BHARAT BHUSHAN. **Modern tribology handbook**. Richmond: CRC Press, 2001. cap. 35.

IKEDA, M; UMEDA, T; SUZUKI, T. Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast iron. **Iron Steel Institute of Japan**, v. 32, p. 1157-1162, 1992.

INFOMET. **Ferros Fundidos-Generalidades**. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=135>>. Acessado em: 19 fev. 2017.

ISRAEL, Charles Leonardo. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste e ao impacto de ferros fundidos de alto desempenho**. 2005. 90 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade

Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2005.

JUNYI, S; YUDING, J. The effect of orientation and thickness of carbides on abrasive wear resistance of high chromium iron. **CONFERENCE WEAR OF MATERIAL**, 6., 1987, Houston. **Proceedings...**Houston: ASME, 1987. p. 661-671.

LAIRD, G.; GUNDLACH, R. ROHRIG, K. **Abrasion**: resistant cast iron handbook. American Foundry Society, 2000.

MARATRAY, F. Alloyed abrasion and wear resisting white irons for abrasion resistance casting. **Foundry technology for the '80s**, Birmingham: n. 7, p. 1-13, 1979.

MARATRAY, F; USSEGLIO, R.N. Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons. **Climax Molybdenum S.A**, Paris, 1971.

MARIOT, Paulo. **Estudo do efeito do teor de molibdênio no endurecimento dos ferros fundidos brancos de alto cromo**. 2010. 121f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2010.

MARQUES, Angela et al. Estudo sobre o ensaio de abrasão e a influência da granulometria da areia. In: **SEMINÁRIO DE INOVAÇÃO E TECNOLOGIA DO IFSUL**, 5., 2016, Sapucaia do Sul. **Trabalhos...**Sapucaia do Sul: INOVTEC, 2016. p. 16-28.

MELLO, J.D.B; CHARRE, M. Durand; MATHIA, T. A sclerometric study of unidirectionally solidified Cr-Mo white cast irons. **Wear**, v. 111, p. 203-215, jan. 1986.

METALS HANDBOOK. ASM International, v. 15, Mar. Set. 1988.

MOORE, M.A. Abrasive wear. In: **Fundamentals of friction and wear of materials**. Ohio: American Society for Metals, 1981. p. 73-118.

MURRAY, M.J.; MUTTON, P.J.; WATSON, J.D. Abrasive wear mechanisms in steels. **Journal of Lubrication Technology**, v. 104, p. 9-16, 1982.

NELSON, G.D. **The influence of microstructure on the corrosion and wear mechanisms of high chromium white Irons in highly caustic solutions**. 2010. 157 f. Dissertação (Mestrado) - University of Adelaide. School of Mechanical Engineering, Adelaide, 2010.

NOVELLI, Luciano Alves. **Contribuição aos estudos dos mecanismos de interação das partículas abrasivas com as microestruturas de ferros fundidos em processo de desgaste**. 2004. 101 f. Dissertação (Mestrado) - Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2004.

PRETI, Orlando. **Caracterização das ligas de ferro fundido branco resistente à abrasão segundo a norma ASTM A532 no estado bruto de fundição**. 2004. 139 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina. Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2004.

REGATTIERI, Cíntia Nunes Braga. **Estudo da resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio**. 2006. 115f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Espírito Santo. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Vitória, 2006.

REGULY, Afonso et al. **Tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos**. 1. ed. Porto Alegre: UFRGS gráfica, 2014.

RICHARDSON, R.C. The wear of metals by relatively soft abrasives. **Wear**, n.11, p. 245-275, 1968.

ROSARIO, Adriano Murilo. **Estudo dos efeitos de elementos de liga na solidificação de um ferro fundido cinzento via análise térmica**. 2012. 175 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Ponta Grossa. Departamento de Engenharia de Materiais, Ponta Grossa, 2012.

SERBINO, Edison Marcelo. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar**. 2005. 123 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2005.

SHETTY, H.R.; KOSEL, T.H; FIORE, N.F. A study of abrasive wear mechanisms using diamond and alumina scratch tests. **Wear**, v. 80, p. 347-376, 1982.

SINATORA, Amilton et al. Microestrutura dos ferros fundidos brancos de alto cromo. **Revista Máquinas e Metais**, p. 54-59, abr. 1987.

SINATORA, Amilton; SCHON, Cláudio Geraldo. Simulation of solidification paths in high chromium white cast irons for wear applications. **Calphad**. V. 22, n. 4, p. 437-448, 1998.

TRABETT, C.P; SARE, I.R. **The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons**. **WEAR**, v. 203, p. 206-219, 1997.

TYLCZAK, J.H.; OREGON, A. Abrasive wear. **ASME Handbook**, v. 8, p. 184-190, 1992.

VOORT, G.F. **Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels**. 4. ed. Ohio: ASM international, 2007.

ZHIGUO, Zhang et al. Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium. **Research & Development**, Guangzhou, v.11, n.3, p. 179-184, Mai. 2014.

ZUM GAHR, K.H. Abrasive wear of two phases metallic materials with a coarse microstructure. In: **CONFERENCE WEAR OF MATERIALS**, 1985, Nova York. **Proceedings...**Nova York: ASME, 1985. p. 45-61.

ZUM GAHR, K.H. Modelling of two-body abrasive wear. **Wear**, v. 124, p. 87-103, 1988.

APÊNDICE A - CURVAS DE RESFRIAMENTO E GRÁFICOS CCT

Figura 80 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 900°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.

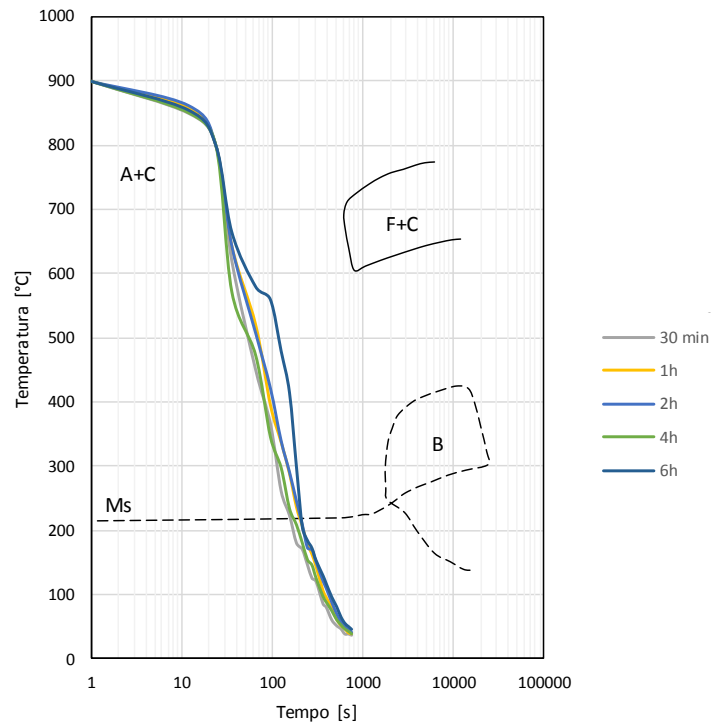


Figura 81 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 900°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.

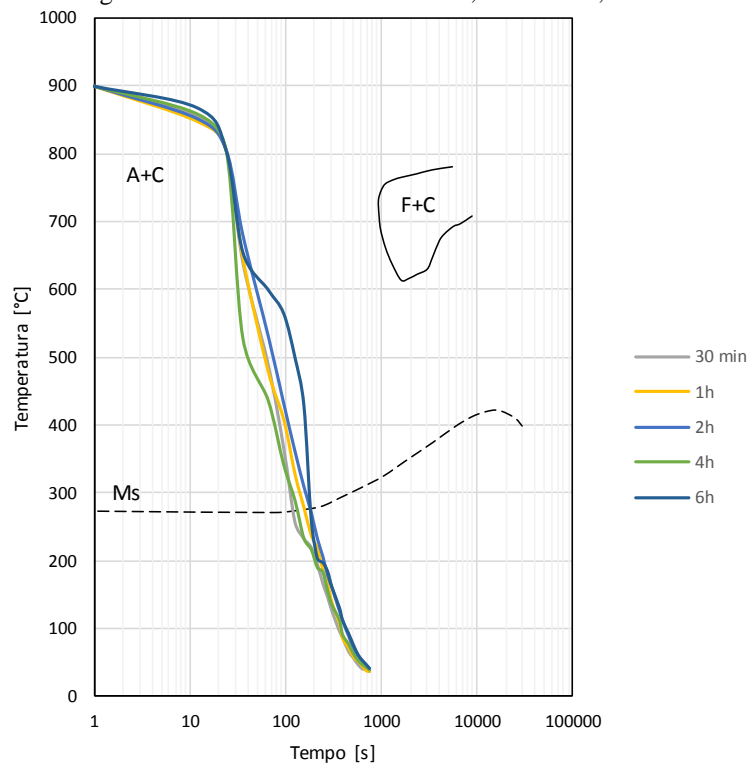


Figura 82 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 950°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.

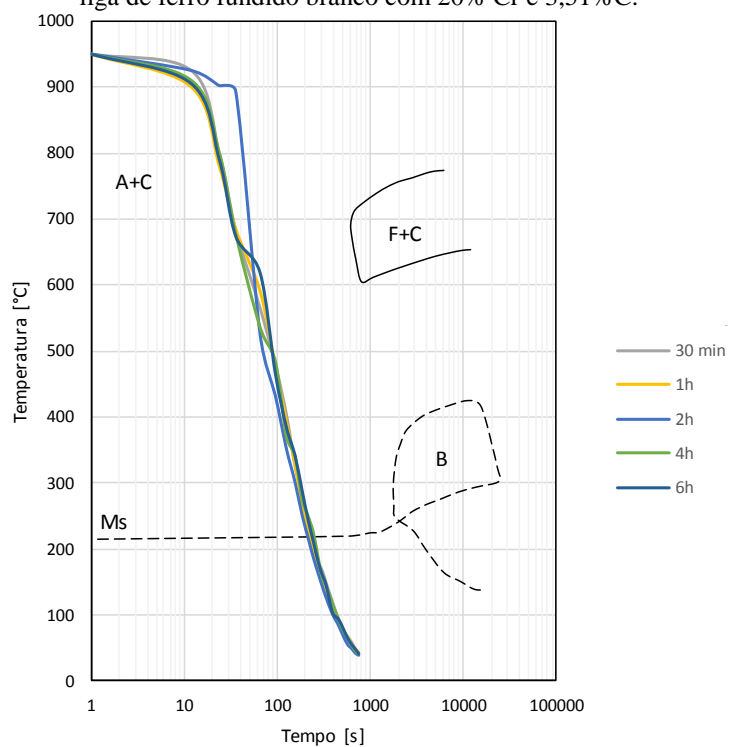


Figura 83 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 950°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.

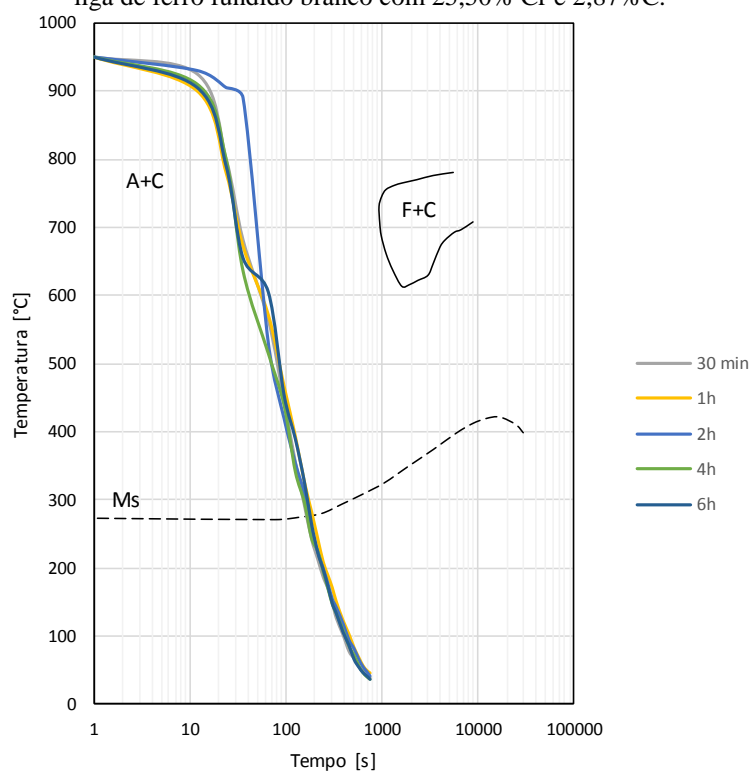


Figura 84 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1000°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.

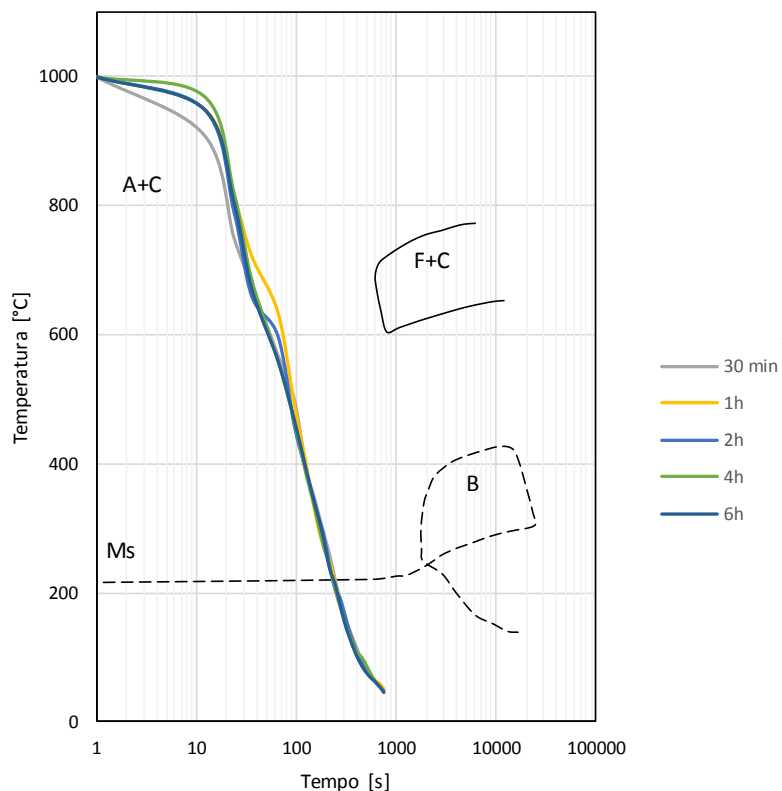


Figura 85 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1000°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.

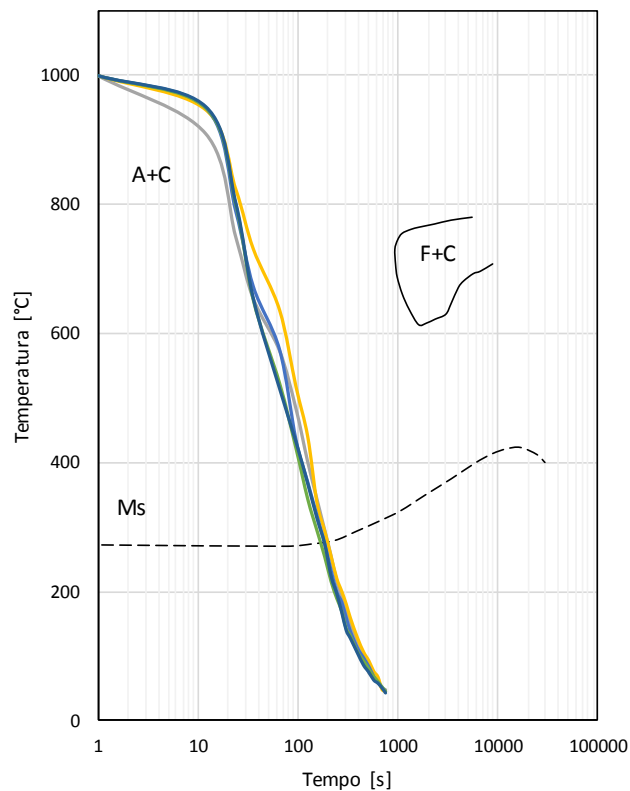


Figura 86 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1050°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 20% Cr e 3,51%C.

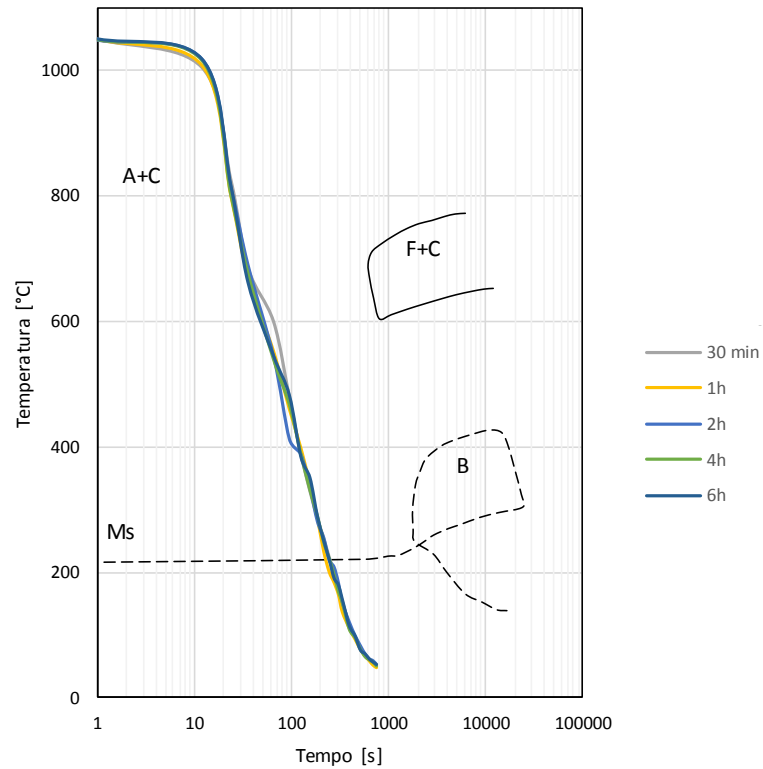
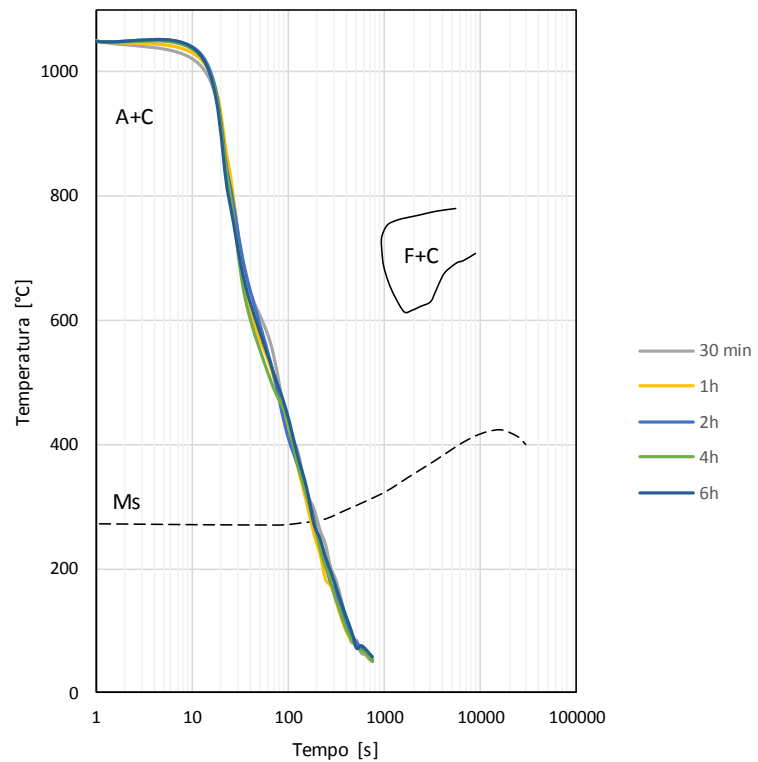


Figura 87 - Curvas de resfriamento para temperatura de patamar de 1050°C sobrepostas em gráfico CCT de uma liga de ferro fundido branco com 25,50% Cr e 2,87%C.



APÊNDICE B – VERIFICAÇÃO DAS LIGAS QUANTO À NORMA ASTM A-532

Tabela 13 – Verificação de enquadramento da composição da amostra “liga A” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	2,868%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	24,070%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok
Silício	1,270%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	ok	ok	ok	ok
Manganês	0,579%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,419%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,872%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,088%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 14 – Verificação de enquadramento da composição da amostra “liga D” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Composição verificada	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	3,286%	ok	elevado teor	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	19,600%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	baixo teor
Silício	1,107%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	ok	ok	ok	ok
Manganês	0,692%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Molibdênio	0,603%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Níquel	0,767%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cobre	0,080%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 15 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C1” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	2,918%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	1,267%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor
Silício	2,377%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor
Manganês	0,787%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,054%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,295%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,341%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 16 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C2” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	2,908%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	19,940%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	baixo teor
Silício	0,959%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	ok	ok	baixo teor	ok
Manganês	0,765%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,096%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	1,137%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,122%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 17 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C3” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	3,291%	ok	elevado teor	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	27,120%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok
Silício	0,622%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	baixo teor	ok
Manganes	0,699%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,096%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,275%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,022%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 18 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C4” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	3,072%	ok	elevado teor	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	1,598%	ok	ok	ok	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor
Silício	2,073%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	elevado teor
Manganes	0,713%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,012%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,057%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,096%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 19 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C5” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	3,310%	ok	elevado teor	ok	ok	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor
Cromo	4,866%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor	baixo teor
Silício	1,628%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	elevado teor	elevado teor	ok	elevado teor
Manganes	0,663%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,041%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,168%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,126%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

Tabela 20 - Verificação de enquadramento da composição da amostra “C6” nas diferentes classes e tipos de liga existentes na norma ASTM-A532.

Elemento	Item a ser verificado	IA	IB	IC	ID	IIA	IIB	IID	IIIA
Carbono	2,853%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Cromo	20,350%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	baixo teor
Silício	0,911%	elevado teor	elevado teor	elevado teor	ok	ok	ok	baixo teor	ok
Manganes	0,937%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Mo	0,112%	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok	ok
Ni	0,536%	baixo teor	baixo teor	ok	baixo teor	ok	ok	ok	ok
Cu	0,167%	não se aplica	não se aplica	não se aplica	não se aplica	ok	ok	ok	ok

APÊNDICE C – VALORES DE DUREZA MEDIDOS NAS AMOSTRAS FABRICADAS

Tabela 21 – Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 900°C.

Amostra	Horas	Dureza [HRC]					Média	Máximo	Mínimo
		1°	2°	3°	4°	5°			
D1	0,5	64,7	63,88	63,62	65,12	64,53	64,4	65,1	63,6
D6	1	66,62	65,15	67,12	65,45	64,73	65,8	67,1	64,7
D11	2	65,15	66,05	66,35	66,15	65,58	65,9	66,4	65,2
D16	4	66	65,95	65,75	66,45	66,68	66,2	66,7	65,8
D21	6	67,12	66,28	66,15	64,85	68,7	66,6	68,7	64,9
A1	0,5	59,4	59,65	59,55	61,1	58,7	59,7	61,1	58,7
A6	1	62,05	61,12	58,4	58,78	59,8	60,0	62,1	58,4
A11	2	59,9	58,85	60,5	60,08	60,38	59,9	60,5	58,9
A16	4	58,25	59,35	60,1	62,55	61,4	60,3	62,6	58,3
A21	6	59,97	59,58	59,47	59,9	59,97	59,8	60,0	59,5

Tabela 22 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 950°C.

Amostra	Horas	Dureza [HRC]					Média	Máximo	Mínimo
		1°	2°	3°	4°	5°			
D2	0,5	66,78	66,48	66,97	67,12	67,38	66,9	67,4	66,5
D7	1	64,78	67	67,4	67,45	67,72	66,9	67,7	64,8
D12	2	66,55	67,25	67,65	67,97	67,53	67,4	68,0	66,6
D17	4	66,95	68,5	68,62	68,7	68,73	68,3	68,7	67,0
D22	6	64,3	67,72	67,93	66,38	66,85	66,6	67,9	64,3
A2	0,5	62,02	61,65	62,4	62,48	62,98	62,3	63,0	61,7
A7	1	60,28	62,08	61,9	63	59,4	61,3	63,0	59,4
A12	2	62,15	62,37	63,58	62,48	62,1	62,5	63,6	62,1
A17	4	62,82	62,42	62,5	62,62	62,52	62,6	62,8	62,4
A22	6	62,58	63,18	63,05	62,45	62,85	62,8	63,2	62,5

Tabela 23 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1000°C.

Amostra	Horas	Dureza [HRC]					Média	Máximo	Mínimo
		1°	2°	3°	4°	5°			
D3	0,5	66,85	67,2	66,78	66,78	67,8	67,1	67,8	66,8
D8	1	67,12	66,95	68,05	67,5	68,3	67,6	68,3	67,0
D13	2	65,95	67,03	67,4	66,45	68,35	67,0	68,4	66,0
D18	4	66,6	67,6	68,53	66,95	68,05	67,5	68,5	66,6
D23	6	66,3	67,12	66,68	66,75	66,93	66,8	67,1	66,3
A3	0,5	63,52	64,05	63,9	64,62	64,75	64,2	64,8	63,5
A8	1	64,3	64,6	64,3	64,12	63,4	64,1	64,6	63,4
A13	2	64,2	64,93	64,28	65,23	65,1	64,7	65,2	64,2
A18	4	65,08	64,03	64,23	64,25	63,12	64,1	65,1	63,1
A23	6	63,12	63,28	64,38	65,58	65,12	64,3	65,6	63,1

Tabela 24 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1000°C.

Amostra	Horas	Dureza [HRC]					Média	Máximo	Mínimo
		1°	2°	3°	4°	5°			
D4	0,5	65,7	64,55	63,9	65,18	65,53	65,0	65,7	63,9
D9	1	63,25	63,92	64,38	62,82	63,82	63,6	64,4	62,8
D14	2	64,45	63,38	64,12	64,15	64,2	64,1	64,5	63,4
D19	4	63,8	65,6	64,95	64,55	63,22	64,4	65,6	63,2
D24	6	63,55	65,8	65,75	64,53	64,93	64,9	65,8	63,6
A4	0,5	62,8	63,22	64,28	64,43	65	63,9	65,0	62,8
A9	1	62,82	65,15	64,25	64,23	63,62	64,0	65,2	62,8
A14	2	62,68	64,7	63,68	64,08	63,62	63,8	64,7	62,7
A19	4	64,25	64,3	64,18	64,28	64,15	64,2	64,3	64,2
A24	6	64,23	64,6	64,9	64,18	65,45	64,7	65,5	64,2

Tabela 25 - Valores de dureza medidos nas amostras fabricadas fundidas na temperatura de 1100°C.

Amostra	Horas	Dureza [HRC]					Média	Máximo	Mínimo
		1°	2°	3°	4°	5°			
D5	0,5	58,95	57,5	57,85	58,38	58,18	58,2	59,0	57,5
D10	1	57,22	56,85	58,2	59,1	56,7	57,6	59,1	56,7
D15	2	56,32	56,6	55,9	56,2	58,32	56,7	58,3	55,9
D20	4	57,35	57,88	58,3	58,45	58,62	58,1	58,6	57,4
D25	6	58,35	57,92	58,28	58,72	58,08	58,3	58,7	57,9
A5	0,5	60,47	59,8	61,08	60,75	61,12	60,6	61,1	59,8
A10	1	59,28	60,42	61,1	59,97	60,55	60,3	61,1	59,3
A15	2	59,82	61,28	62	61,52	61,7	61,3	62,0	59,8
A20	4	60,02	60,47	60,45	60,3	59,7	60,2	60,5	59,7
A25	6	58,22	60,55	59,97	60,68	58,65	59,6	60,7	58,2

APÊNDICE D – IMAGENS PARA ANÁLISE DE PERCENTUAL DE CARBONETOS

Figura 88 –Seção longitudinal da amostra C1. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

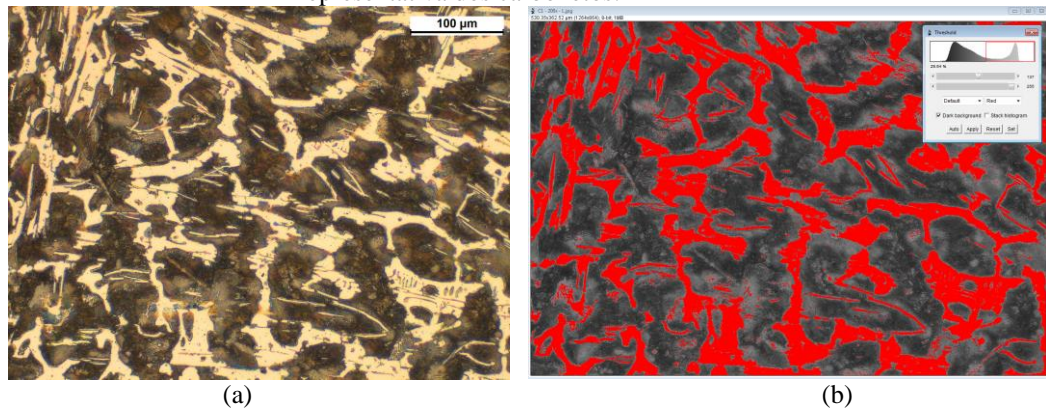


Figura 89 - Seção transversal da amostra C1. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

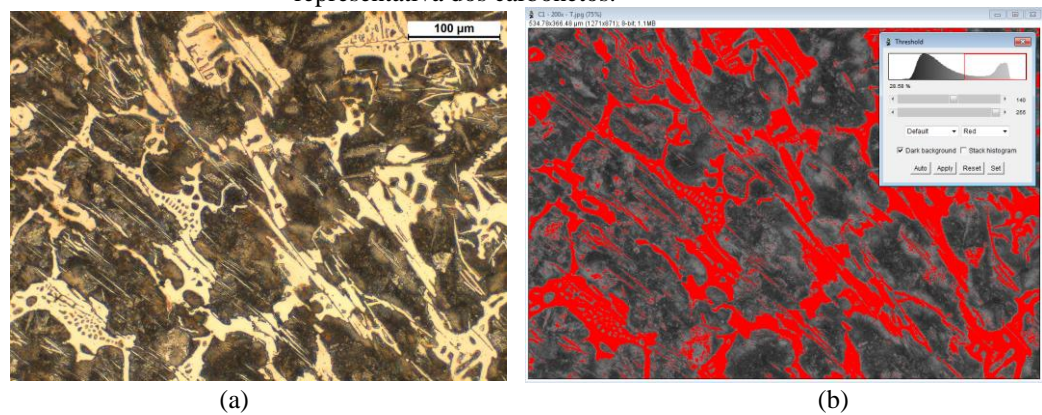


Figura 90 - Seção longitudinal da amostra C2. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

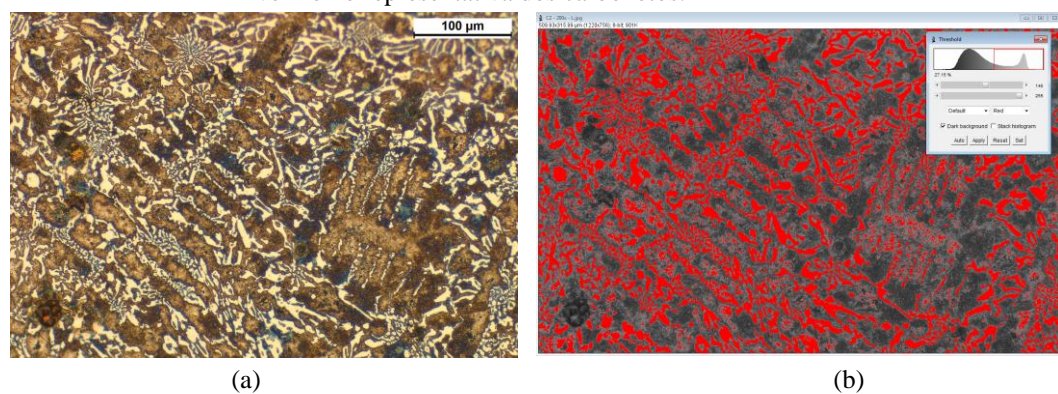


Figura 91 - Seção transversal da amostra C2. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

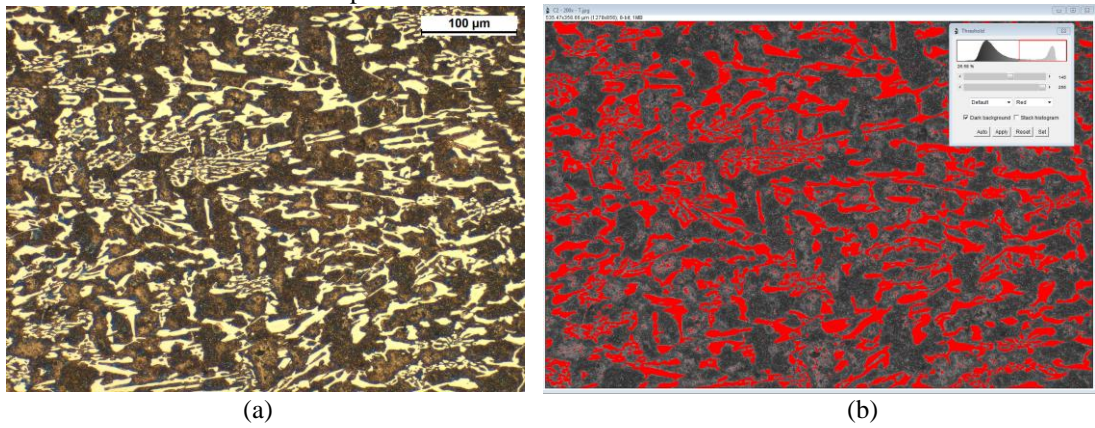


Figura 92 - Seção longitudinal da amostra C3. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

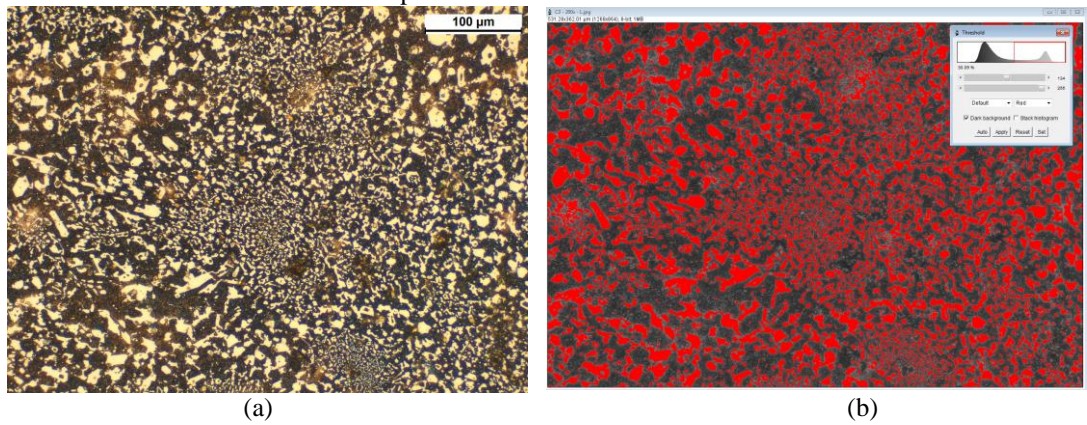


Figura 93 - Seção transversal da amostra C3. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

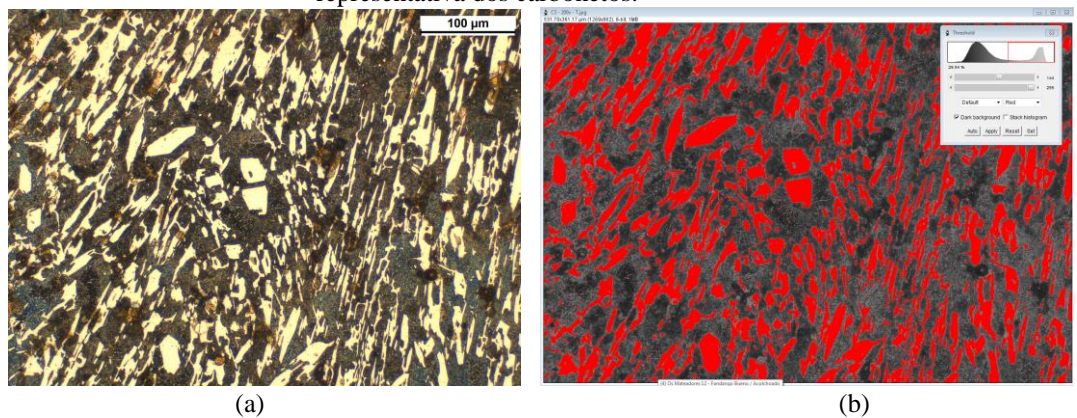


Figura 94 - Seção longitudinal da amostra C4. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

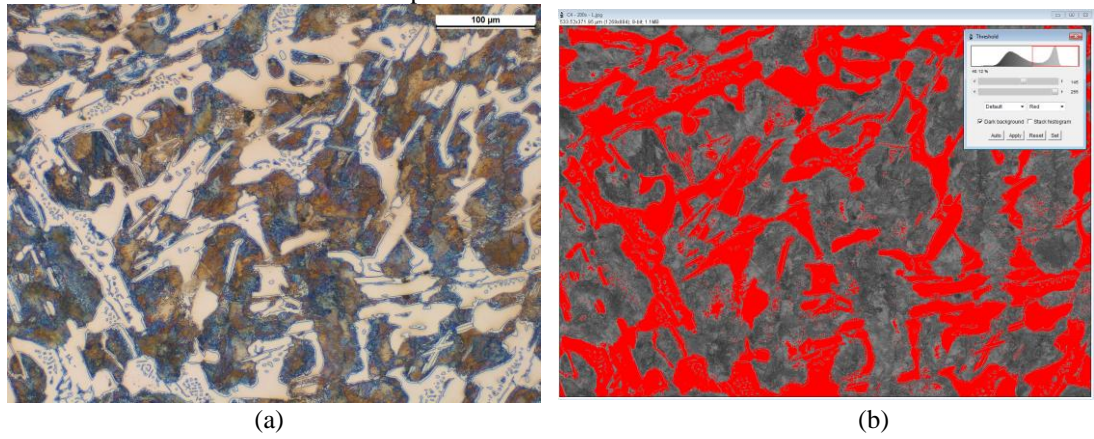


Figura 95 - Seção transversal da amostra C4. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

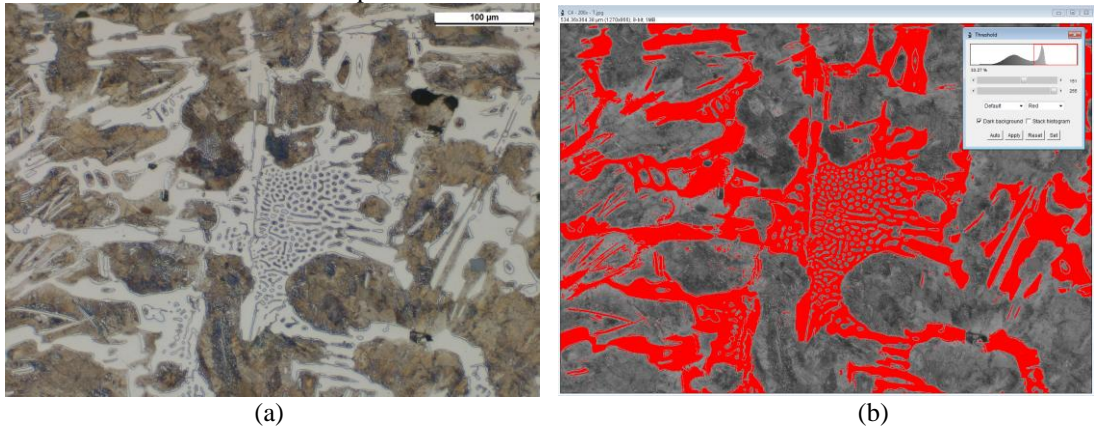


Figura 96 - Seção longitudinal da amostra C5. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

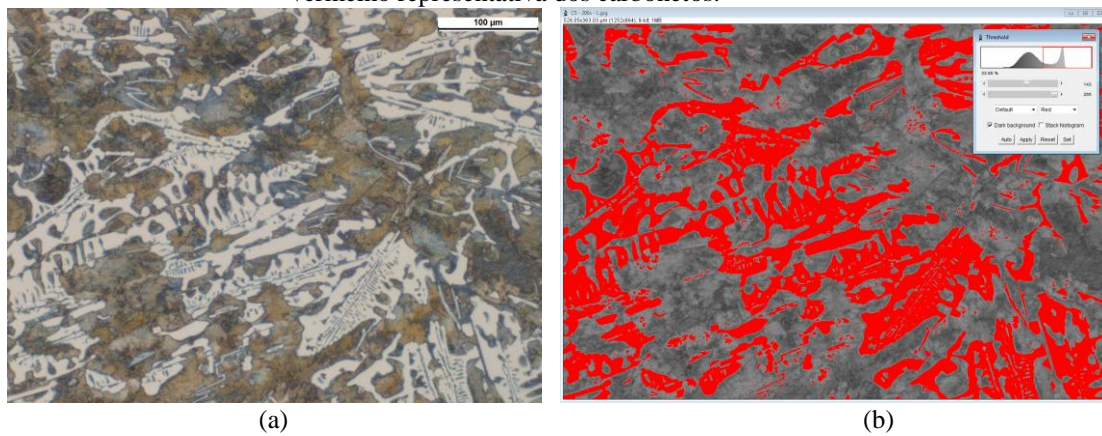


Figura 97 - Seção transversal da amostra C5. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

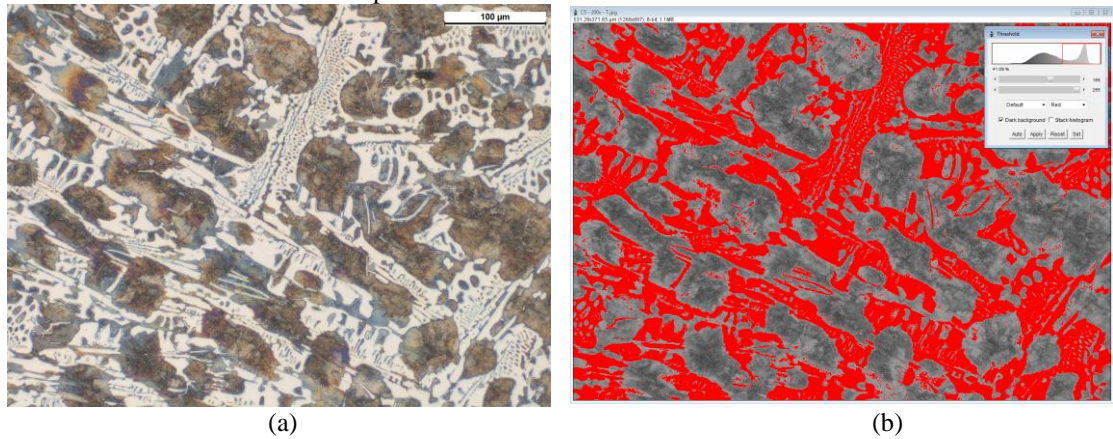


Figura 98 – Seção longitudinal da amostra C6. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.

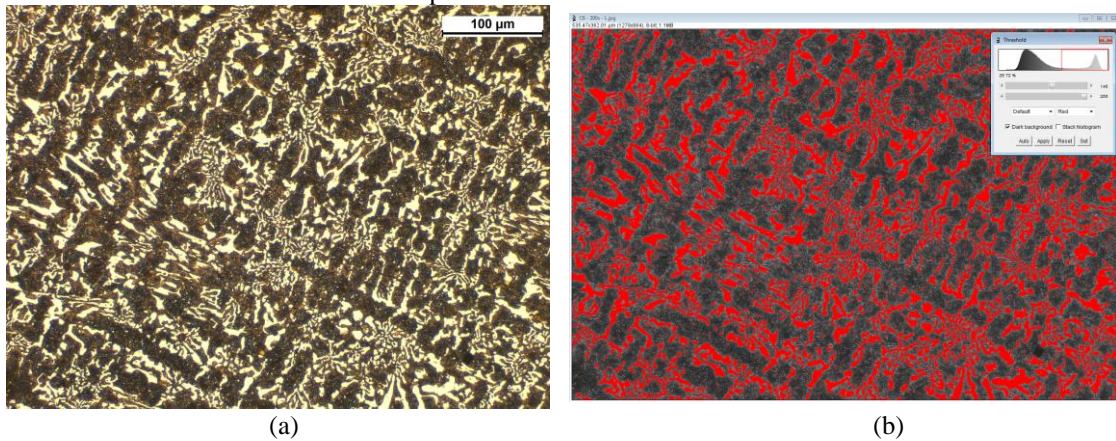
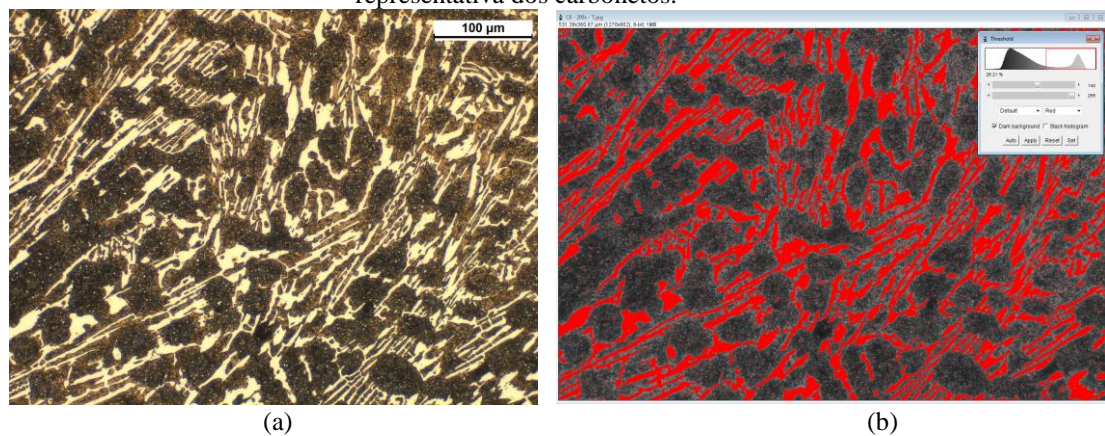


Figura 99 - Seção transversal da amostra C6. (a) Microestrutura com 200x de aumento. (b) Região em vermelho representativa dos carbonetos.



APÊNDICE E – GRÁFICOS PARA ANÁLISE DE PERCENTUAL DE CARBONETOS

Figura 100 – Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C1.

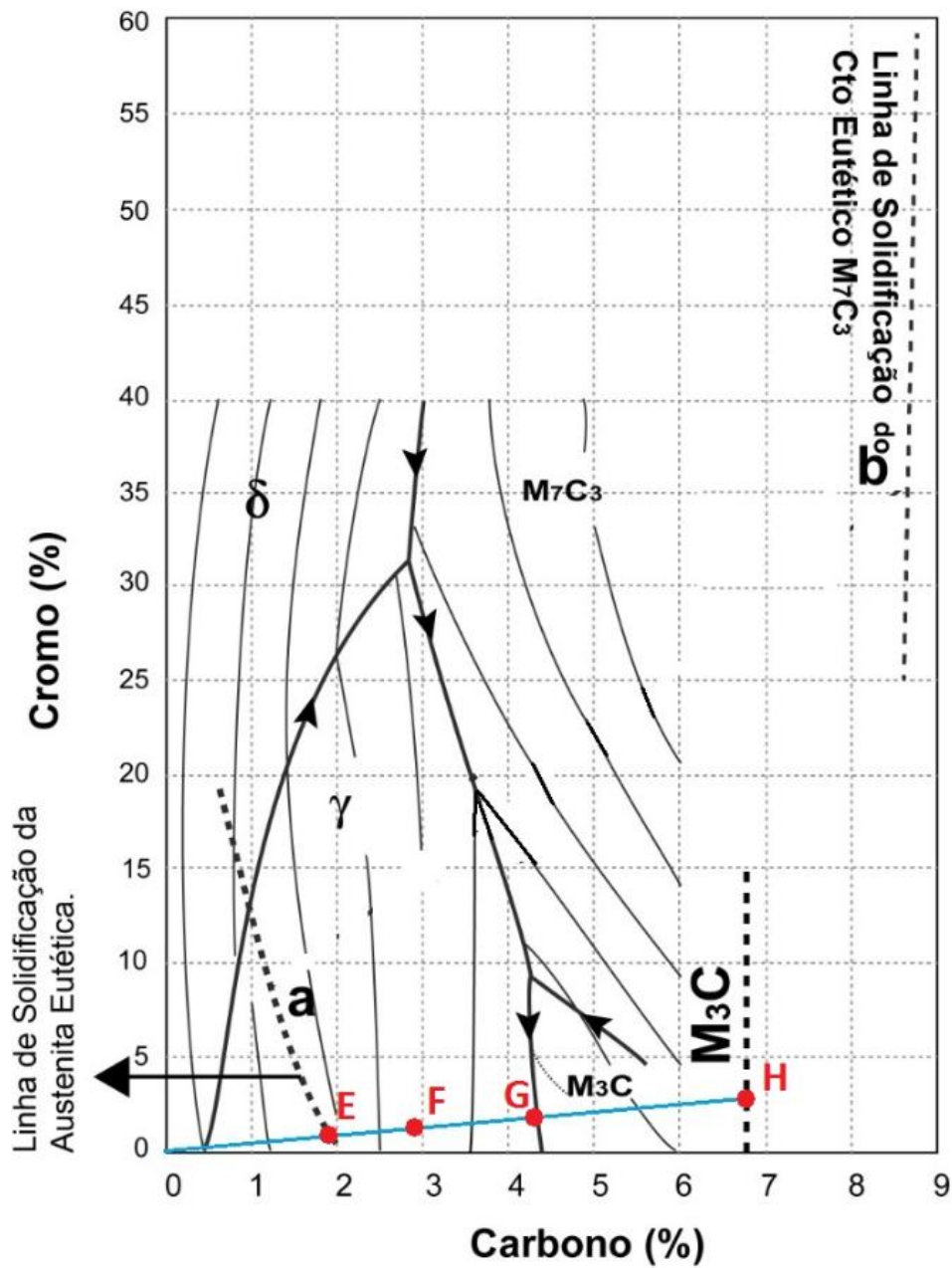


Figura 101 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C2.

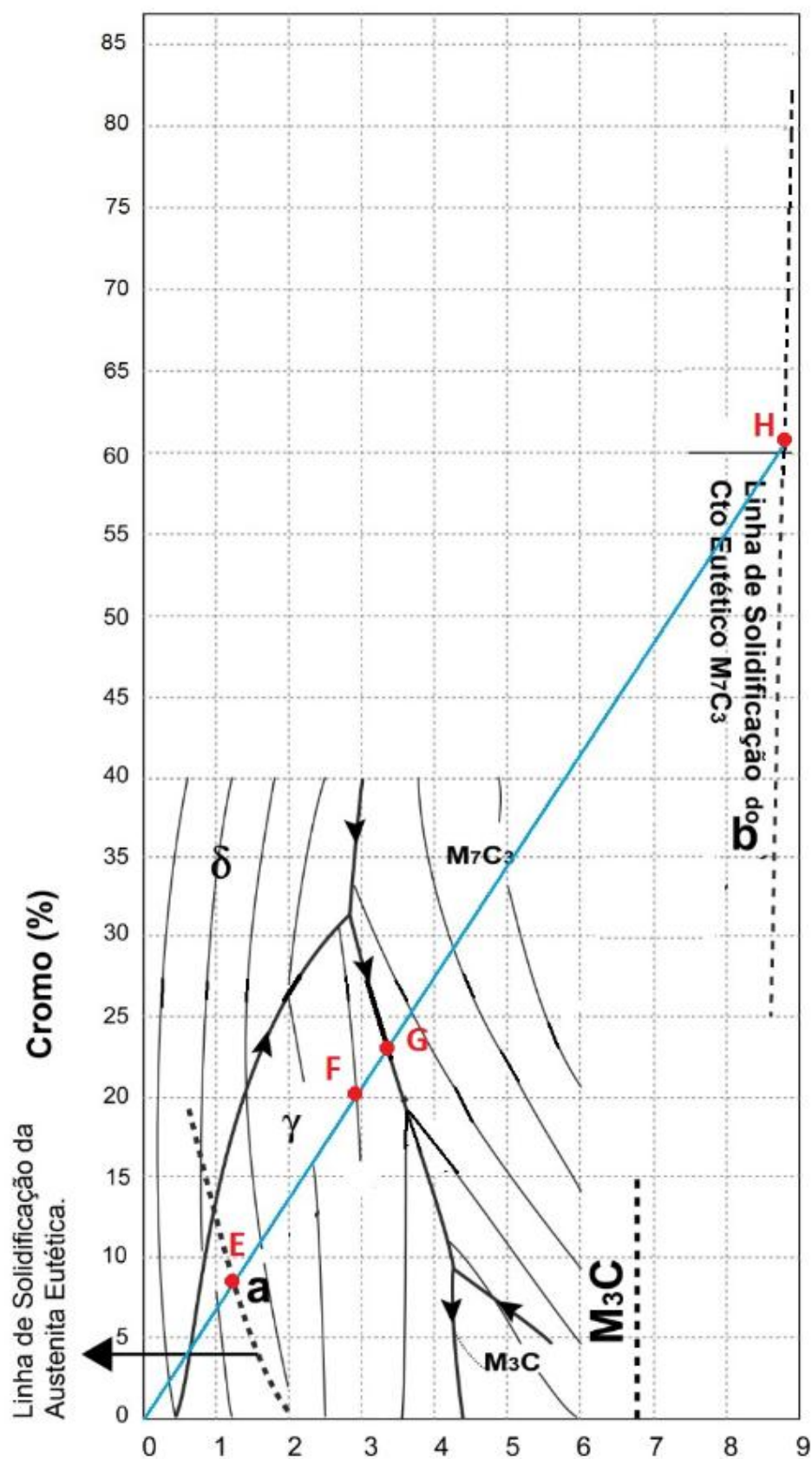


Figura 102 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C3.

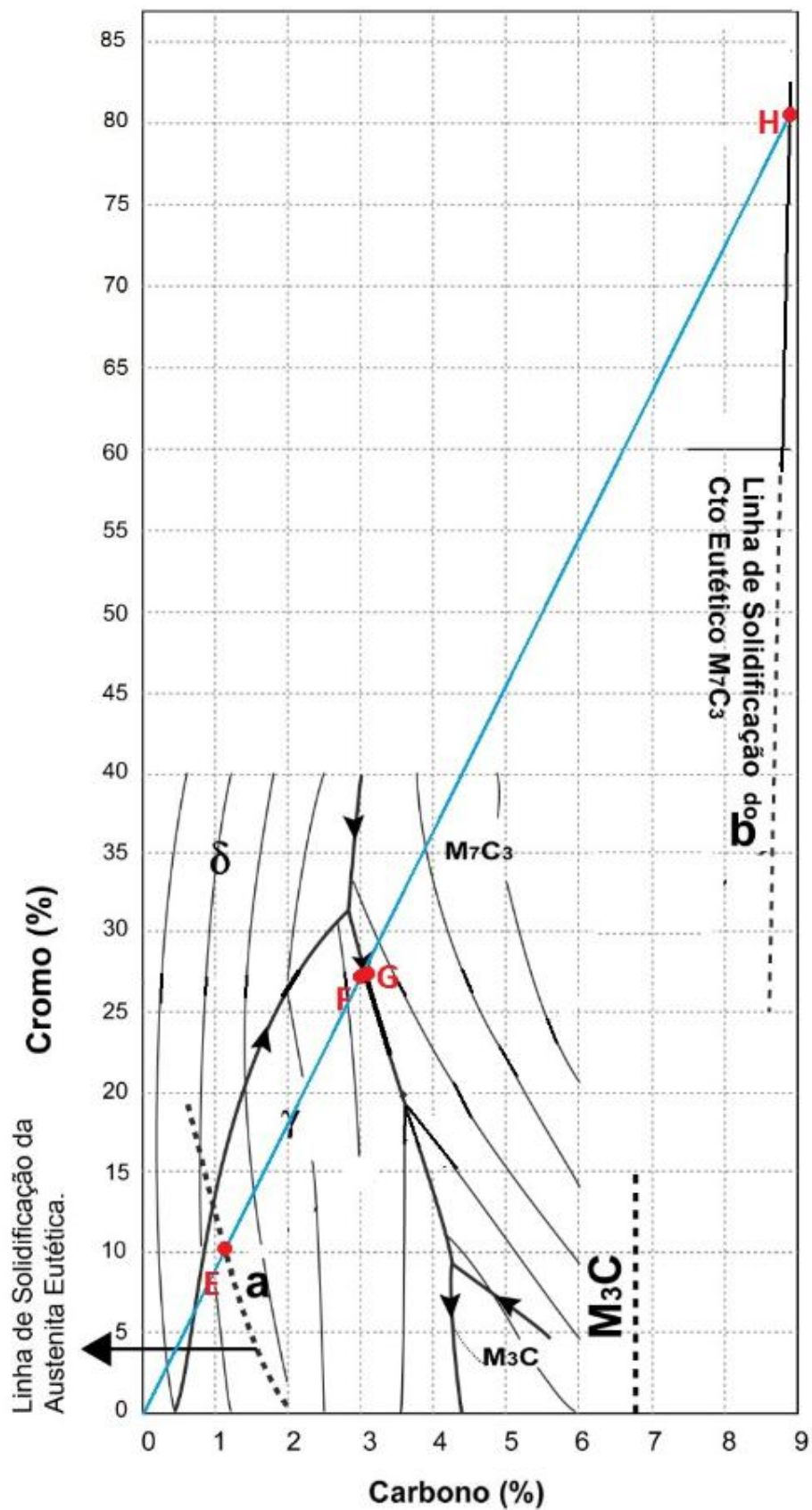


Figura 103 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C4.

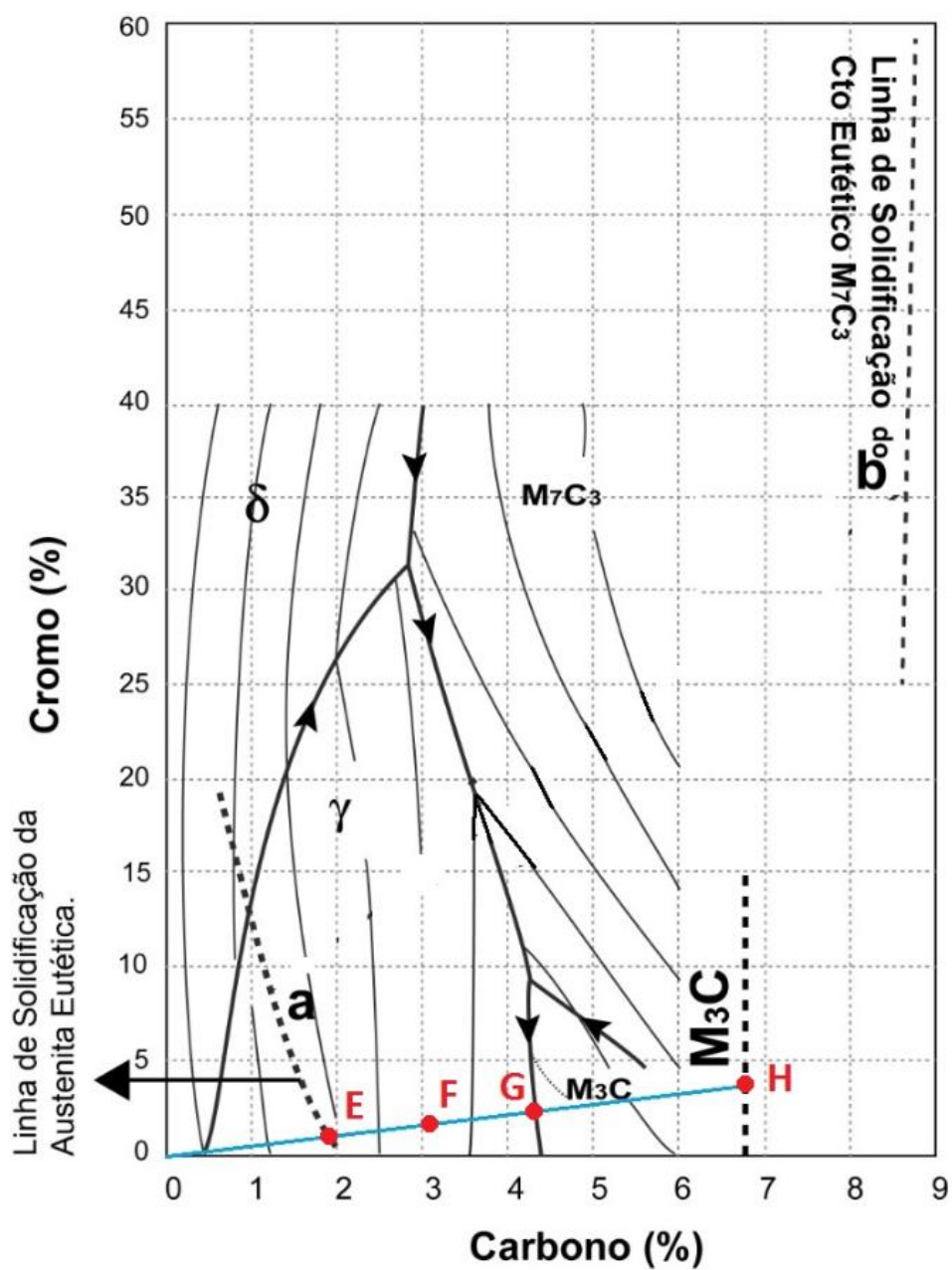


Figura 104 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C5.

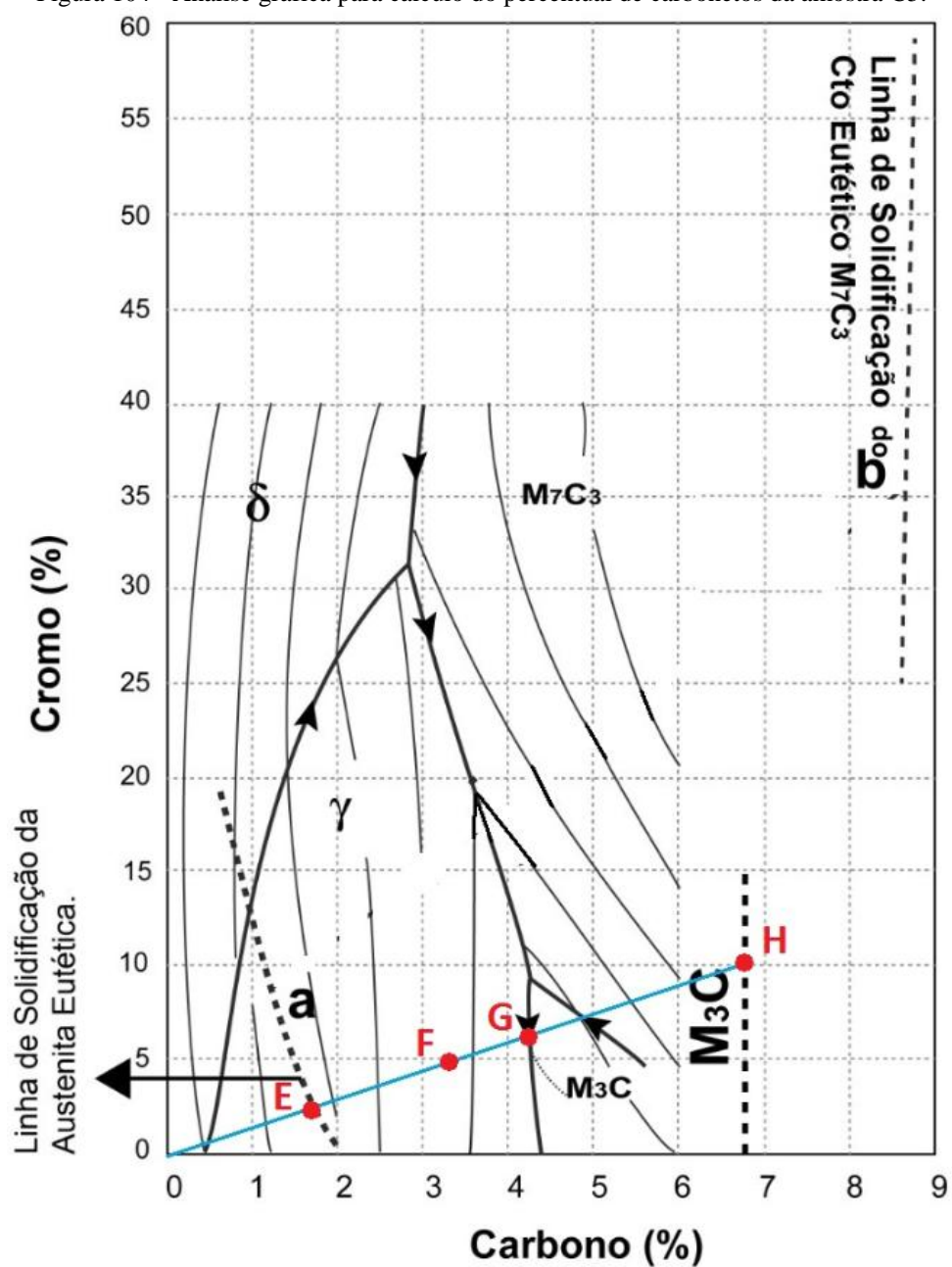
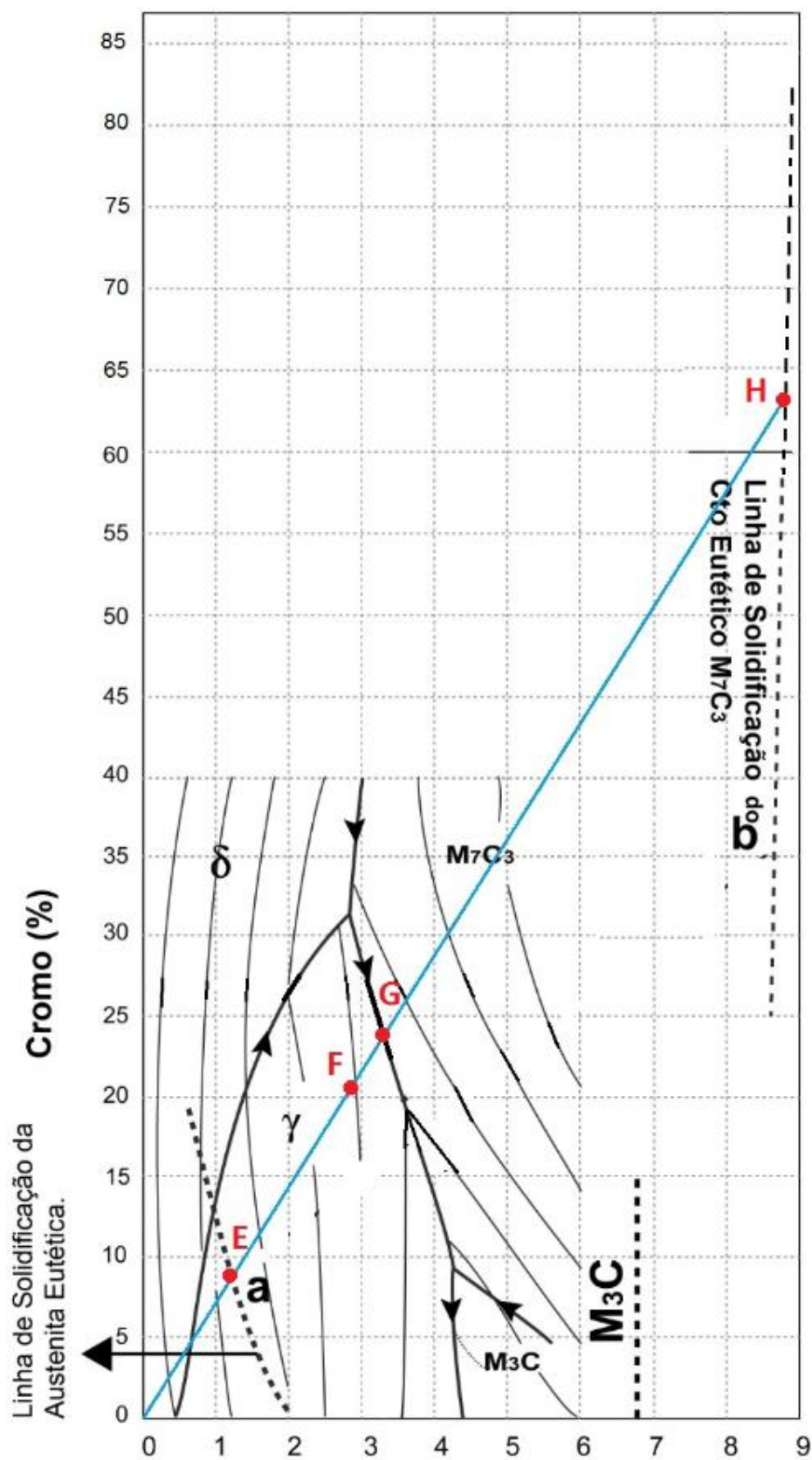


Figura 105 - Análise gráfica para cálculo do percentual de carbonetos da amostra C6.



APÊNDICE F – VALORES PARA DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE E PERDA DE VOLUME NO ENSAIO DE ABRASÃO

Tabela 26 – Valores para determinação da resistência ao desgaste e perda de volume no ensaio de abrasão.

Amostra	Nº repetição	Massa Inicial "mi"	Massa Final "mf"	Massa perdida (mf-mi)	Dens. medida	Volume perdido "VLi"	Volume médio perdido "VLm"	Volume - Desvio Padrão "s"	VLi-VLm	Fator para critério chauenet "d"	(d.s)	Decisão	Resist. ao desgaste	Resist. ao desgaste - médio
-	-	[g]	[g]	[mg]	[g/cm³]	[mm³]	[mm³]	[mm³]	[mm³]	-	[mm³]	-	[mm²]	[mm²]
C1	1	149,4195	149,3218	97,7000	7,3377	13,3148	11,4014	2,421	1,9134	1,3800	3,3406	aceita	323,6	399,0
	2	148,1656	148,1075	58,1000	7,2750	7,9863			3,4152	1,3800	3,3406	descarta	539,6	
	3	146,9600	146,8660	94,0000	7,2850	12,9032			1,5018	1,3800	3,3406	aceita	333,9	
C2	1	129,5328	129,421	111,8000	7,1428	15,6521	15,2936	4,975	0,3585	1,3800	6,8648	aceita	275,3	318,6
	2	127,9575	127,8935	64,0000	7,0877	9,0297			6,2639	1,3800	6,8648	aceita	477,2	
	3	127,445	127,294	151,0000	7,123	21,1989			5,9053	1,3800	6,8648	aceita	203,3	
C3	1	170,4685	170,419	49,5000	7,4199	6,6712	9,2628	1,918	2,5916	1,3800	2,6473	aceita	645,9	488,6
	2	169,1555	169,0823	73,2000	7,421	9,8639			0,6011	1,3800	2,6473	aceita	436,8	
	3	169,09	169,0065	83,5000	7,42	11,2534			1,9905	1,3800	2,6473	aceita	382,9	
C4	1	199,769	199,6878	81,2000	7,5215	10,7957	11,3332	0,386	0,5375	1,3800	0,5331	descarta	399,1	380,7
	2	159,4387	159,351	87,7000	7,5044	11,6865			0,3532	1,3800	0,5331	aceita	368,7	
	3	159,362	159,2755	86,5000	7,5103	11,5175			0,1843	1,3800	0,5331	aceita	374,1	
C5	1	164,9751	164,877	98,1000	7,3722	13,3067	12,6889	0,832	0,6178	1,3800	1,1478	aceita	323,8	341,1
	2	163,883	163,7975	85,5000	7,4263	11,5131			1,1758	1,3800	1,1478	descarta	374,3	
	3	163,0244	162,9264	98,0000	7,398	13,2468			0,5579	1,3800	1,1478	aceita	325,3	
C6	1	174,3218	174,1491	172,7000	7,4598	23,1508	15,2362	5,597	7,9146	1,3800	7,7233	descarta	186,1	316,7
	2	173,3388	173,2542	84,6000	7,4709	11,3239			3,9122	1,3800	7,7233	aceita	380,5	
	3	173,2696	173,1857	83,9000	7,4685	11,2338			4,0023	1,3800	7,7233	aceita	383,6	
D17	1	140,4535	140,4054	48,1000	7,3166	6,5741	9,5464	2,466	2,9723	1,3800	3,4025	aceita	655,5	484,3
	2	138,8972	138,8285	68,7000	7,267	9,4537			0,0927	1,3800	3,4025	aceita	455,8	
	3	138,155	138,063	92,0000	7,295	12,6114			3,0650	1,3800	3,4025	aceita	341,7	
D15	1	147,8355	147,6925	143,0000	7,4209	19,2699	13,0861	4,489	6,1838	1,3800	6,1941	aceita	223,6	366,5
	2	146,931	146,8476	83,4000	7,423	11,2353			1,8507	1,3800	6,1941	aceita	383,5	
	3	146,189	146,124	65,0000	7,426	8,7530			4,3331	1,3800	6,1941	aceita	492,3	
A24	1	138,5	138,4278	72,2000	7,3257	9,8557	13,8216	2,804	3,9659	1,3800	3,8702	descarta	437,2	327,5
	2	136,5511	136,435	116,1000	7,328	15,8433			2,0217	1,3800	3,8702	aceita	272,0	
	3	135,536	135,4205	115,5000	7,326	15,7658			1,9442	1,3800	3,8702	aceita	273,3	
A1	1	138,5086	138,4522	56,4000	7,29	7,7366	7,8239	4,407	0,0873	1,3800	6,0818	aceita	557,0	875,3
	2	137,8465	137,75	96,5000	7,275	13,2646			5,4407	1,3800	6,0818	aceita	324,8	
	3	136,847	136,829	18,0000	7,286	2,4705			5,3534	1,3800	6,0818	aceita	1744,2	
D28	1	139,1892	139,121	68,2000	7,327	9,3080	11,8987	2,106	2,5906	1,3800	2,9066	aceita	462,9	374,1
	2	138,28	138,174	106,0000	7,327	14,4670			2,5684	1,3800	2,9066	aceita	297,8	
	3	138,224	138,136	88,0000	7,382	11,9209			0,0222	1,3800	2,9066	aceita	361,5	
A28	1	143,9885	143,9237	64,8000	7,413	8,7414	10,3942	1,404	1,6528	1,3800	1,9376	aceita	492,9	422,2
	2	142,988	142,898	90,0000	7,393	12,1737			1,7795	1,3800	1,9376	aceita	354,0	
	3	142,619	142,543	76,0000	7,402	10,2675			0,1267	1,3800	1,9376	aceita	419,7	

APÊNDICE G – VALORES DE % DE CARBONETOS NA MICROESTRUTURA

Tabela 27 – Valores percentuais de carbonetos medidos e calculados.

AMOSTRA	AVALIAÇÃO VIA IMAGEJ				Avaliação via gráfico
	MÁXIMO	MÍNIMO	MÉDIA	DESV.PAD	
C1	31,75%	26,95%	29,37%	1,75%	21,10%
C2	29,74%	26,74%	28,01%	1,31%	21,70%
C3	30,45%	27,73%	29,42%	0,95%	24,10%
C4	43,34%	31,23%	36,95%	4,85%	24,80%
C5	41,51%	33,48%	37,53%	3,20%	30,70%
C6	28,99%	22,50%	25,31%	2,46%	21,00%
D17	37,25%	29,99%	33,80%	3,17%	26,80%